

TiZrCuNi 钎料真空钎焊 TA1 接头组织与力学性能

刘大双¹, 李雄辉¹, 许建华¹, 芦 笙², 方乃文³, 张玉克⁴,
沈元勋⁵, 钟素娟⁵, 龙伟民⁵

(1. 合肥工业大学 材料科学与工程学院, 安徽 合肥 230009)

(2. 江苏科技大学 材料科学与工程学院, 江苏 镇江 212000)

(3. 哈尔滨焊接研究院有限公司, 黑龙江 哈尔滨 150028)

(4. 新乡航空工业(集团)有限公司, 河南 新乡 453000)

(5. 郑州机械研究所有限公司, 河南 郑州 410100)

摘 要: 采用 Ti-10Zr-10Cu-10Ni 粉末钎料分别在钎焊温度为 880 和 910 °C 下、保温 30 min 的工艺条件下开展了工业纯钛 TA1 真空钎焊连接试验, 并对两组钎焊接头进行了界面组织与性能分析。结果表明, 两组焊接接头微观组织均由 TA1/针状 α -Ti+共析组织 (α -Ti+(Ti, Zr)₂(Cu, Ni)) + 残余钎料/TA1 构成, Cu、Ni 元素主要集中在共析组织与残余钎料中, 而 Zr 元素在针状 α -Ti、共析组织以及残余钎料中均存在一定程度的分布。两组焊接接头的力学性能差异较大, 880 °C 下的焊接接头的室温拉伸强度约为 174 MPa, 而 910 °C 下的钎焊接头的室温拉伸强度约为 491 MPa。维氏硬度方面表现为母材到焊缝中心的硬度逐渐增大, 910 °C 下焊缝中心的维氏硬度 (HV) 约为 2842 MPa, 而 880 °C 下焊缝中心的维氏硬度约为 3724 MPa。两种接头的力学差异主要是 Zr 元素偏聚形成了脆硬的层带状金属间化合物。断口分析结果显示两组接头裂纹均沿着焊缝扩展, 880 °C 下的断口表现出解理断裂特征, 910 °C 呈现韧性断裂模式。

关键词: TA1; 真空钎焊; TiZrCuNi 钎料

中图法分类号: TG425

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2025)02-0394-07

钛及其合金是一种兼具高耐热性、高强高韧、超耐蚀性的高端金属材料, 被广泛应用于航空航天、生物医学、石油化工等诸多领域^[1-4]。在众多采用钛合金材料所制备的器件中, 钛合金换热器是航空、海洋等诸多高端动力装备与环控系统的关键核心部件, 其制造设计水平掣肘于国家重大装备动力系统的提升, 已成为国家军备竞争的战略要地之一。目前, 我国在钎焊领域有关于大尺寸、高性能的极端服役环境用钛合金板翅式换热器制造尚存在性能不稳定、成品效率低等技术瓶颈, 高效可靠的钛合金钎焊技术亟需突破^[5]。

钎焊材料作为钛合金翅式换热器钎焊制造的核心影响因素之一, 受到国内外学者的广泛关注并已取得一定进展。其中, Ti-Zr-Cu-Ni 系钎料因润湿性良好、极端环境下接头组织性能优异被广泛应用于钛合金钎焊制造领域^[6-7]。刘松^[8]采用 Ti-37.5Zr-15Cu-10Ni 钛基非晶钎料对 TA1 纯钛进行了真空钎焊, 并研究了接头界面的显微组织结构和钎料元素扩散行为研究。王娜等^[9]分别采用 Ti-37.5Zr-15Cu-10Ni 粉末钎料和非晶箔带对 TA2 纯钛进行

搭接钎焊试验, 研究发现非晶箔带的钎焊接头塑性优于粉末钎料钎焊接头, 但是接头界面易产生脆性金属间化合物, 脆化层更厚, 拉剪强度更低。Li 等^[10]采用 Ti-13Zr-21Cu-9Ni-1.5Al 粉状钎料, 通过电子束焊与钎焊复合焊接工艺, 实现了 TA15 钛合金 T 型接头的高效、低变形连接, 其接头抗弯性能、抗压性能与电子束焊接头基本持平。

但是, Ti-Zr-Cu-Ni 系钎料易与钛基母材发生过度反应, 生成脆性组织, 恶化钎焊接头性能^[11]。Jing 等^[12]采用了 3 种不同 Zr 含量钎料钎焊 TC4 钛合金, 研究发现较低的 Zr 含量导致较低的润湿性, 较高的 Zr 含量会在界面形成沉淀物导致接头强度降低。Chen 等^[13]通过适当增加 Zr 含量、调控 Cu、Ni、Co 3 种合金元素总量, 改进 B IP16 钎料 (Ti-13Zr-21Cu-9Ni), 有效降低了 TC4 钎焊接头脆性。

综上所述, 通过调控钛基钎料成分及配比, 可有效改善钛合金钎焊接头脆性问题。为此, 本研究调控 Zr、Cu、Ni 合金元素总量及配比, 研制了一种新型的 Ti-10Zr-

收稿日期: 2024-10-17

基金项目: 国家重点研发计划(2021YFB3401100); 国家自然科学基金(U22A20191)

作者简介: 刘大双, 男, 1984 年生, 博士, 副教授, 合肥工业大学材料科学与工程学院, 安徽 合肥 230009, 电话: 0551-62901367, E-mail: dsliu@hfut.edu.cn

10Cu-10Ni 粉状钎料,并对工业纯钛 TA1 进行不同焊接工艺下的真空钎焊试验,通过金相、扫描、拉伸试验和硬度测量等对接头进行表征与分析,以期为后续钛合金钎料设计开发提供参考。

1 实验

试验所用母材为 TA1 商业纯钛,焊材为 TiZrCuNi 粉末钎料,钎料化学成分如表 1 所示。试验前,将 TA1 母材加工成“几”字形试块,使用金相砂纸打磨待焊表面,砂纸目数依次为 320#、400#、600#、800#、1000#、1500#,随后使用丙酮溶液进行超声清洗,以此去除待焊表面氧化膜与油污。随后,使用专用工装夹具对待焊试样进行装配固定,并放置于真空炉中进行钎焊连接(真空炉型号为 ZGS-120、炉内真空度低于 8×10^{-3} Pa)。同时,采用钎焊热循环设计进行焊接,以保证焊接过程中炉腔内部与焊接试样温度分布均匀,钎焊热循环工艺如图 1 所示。

钎焊试验完成后,在试件中心区域进行电火花切割,并对取样完成后的试件进行接头组织和力学性能分析。使用金相显微镜(MR-5000)、扫描电镜(SU8020)和能谱仪(EDS)对钎焊接头显微组织、拉伸断口形貌特征进行表征。使用显微维氏硬度计(HVS100A-XYT)对钎焊接头进行硬度测量,使用万能试验机(MTS GDX300)对试样进行拉伸试验,拉伸试样尺寸如图 2 所示。

2 结果与分析

2.1 钎焊接头组织

钎焊接头的宏观形貌如图 3 所示,能够看到两组钎焊接头界面平整,结合良好,表面无明显缺陷,焊缝厚度一致,表面无明显溢料现象。如图 4 所示,TA1 母材与 Ti-

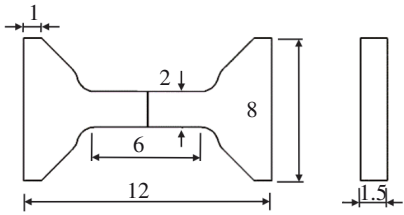


图2 拉伸试样尺寸
Fig.2 Dimensional diagram of tensile specimen

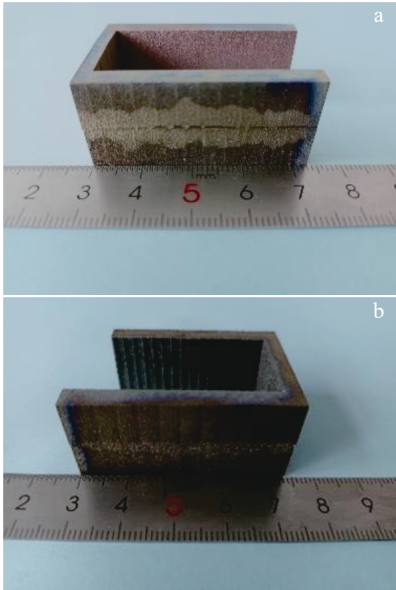


图3 钎焊接头宏观照片
Fig.3 Macrograph of brazed joint welded at different temperatures:
(a) 880 °C and (b) 910 °C

表 1 TiZrCuNi 粉状钎料化学成分

Table 1 Chemical composition of TiZrCuNi filler metal (ω/%)

Ti	Zr	Cu	Ni
Bal.	10	10	10

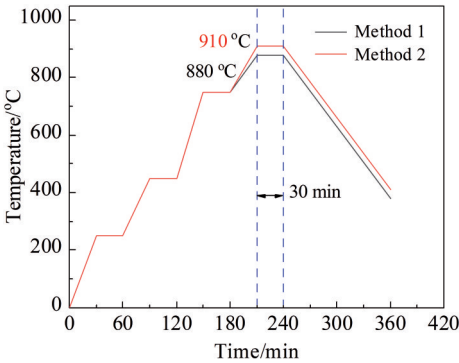


图1 钎焊过程中热循环示意图
Fig.1 Schematic diagram of thermal cycling in brazing

10Zr-10Cu-10Ni 粉末钎料冶金结合良好,两组钎焊界面均未出现气孔、焊接裂纹等缺陷。但是,两组焊缝宽度明显不一致,880 °C 下焊缝宽度约为 200 μm,而 910 °C 下焊缝宽度约为 400 μm,为前者的 2 倍。并且在 880 °C 下焊缝中有一层明显的条带状亮白色组织,初步判断为未融化钎料,如图 4a 所示。

为进一步研究钎焊接头界面特征、物相组成以及元素扩散行为,利用 SEM、EDS 对焊接界面组织与元素进行了进一步分析。根据 TA1/TiZrCuNi/TA1 钎焊接头界面组织形态分布特点,依次将焊缝区域对称分为反应层(I)、扩散层(II)、晶间渗入层(III)、母材(IV)4 个不同区域,如图 5 所示。与金相表征分析一致,两组钎焊接头焊缝宽度存在明显差异,虽然两组钎焊接头反应层(I)厚度均约为 100 μm,但是扩散层(II)、晶间渗入层(III)区域厚度相差较大,910 °C 下 II 区、III 区焊缝明显更宽,是 880 °C 下的 2 倍左右。

如图 6 所示,分别为 880、910 °C 下 TA1/TiZrCuNi/TA1 钎焊接头 I 区、II 区、III 区的结构放大图,图中各点

EDS 能谱分析如表 2 所示。如图 6a 所示, 880 °C 下焊缝中间存在一层明显的条带状组织, 对该区域点 1 进行 EDS 能谱分析发现, 该组织为 $(\text{Ti}, \text{Zr})_2(\text{Cu}, \text{Ni})$ 金属间化合物, 且成分与 Ti-10Zr-10Cu-10Ni 原始钎料成分

相近。值得注意的是, 该区域展现出的组织结构特征与残余钎料相似。由此可见, 该条带状组织为较低钎焊温度下(880 °C)液相钎料扩散不充分所残留的原始钎料^[14]。如图 6b、6c 所示, 扩散层(II)和晶界渗入层(III)的界面

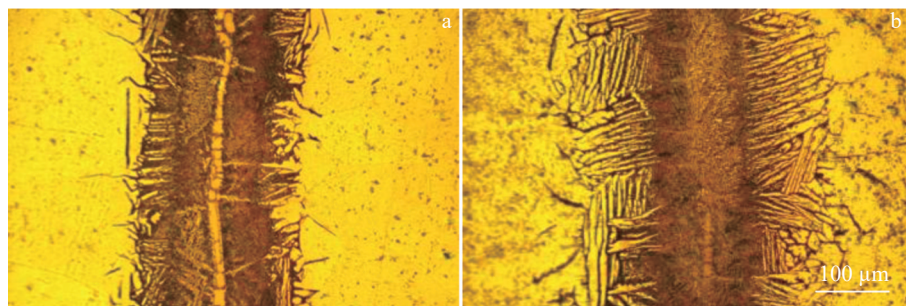


图4 钎焊接头金相组织

Fig.4 OM images of brazed joint welded at different temperatures: (a) 880 °C and (b) 910 °C

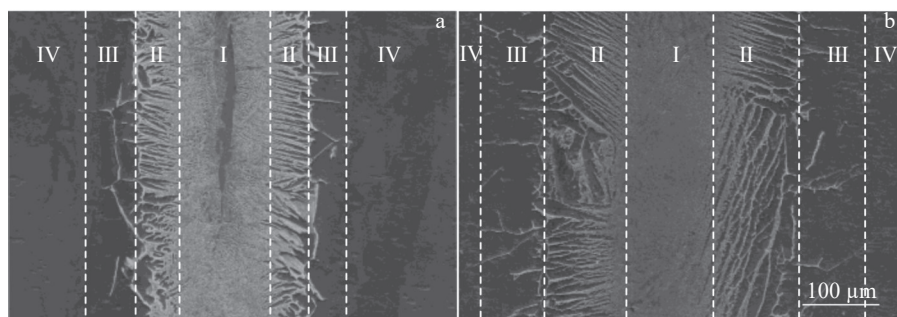


图5 钎焊接头SEM照片

Fig.5 SEM image of brazed joint welded at different temperature: (a) 880 °C and (b) 910 °C

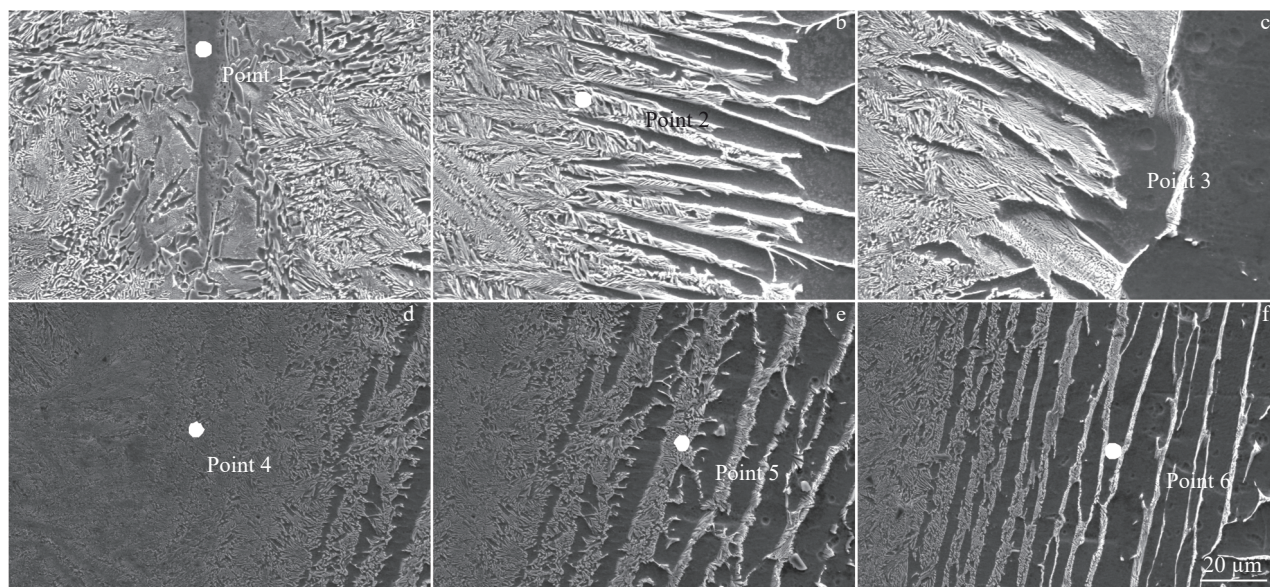


图6 钎焊接头I区、II区、III区组织形貌

Fig.6 Microstructures of zone I (c, d), zone II (b, e) and zone III (c, f) in brazed joints welded at different temperatures: (a-c) 880 °C and (d-f) 910 °C

表2 图6中各点EDS分析结果
Table 2 EDS analysis results for each point in Fig.6 (at%)

Point	Ti	Zr	Cu	Ni	Possible phase
1	51.4	10.2	27.4	11.0	(Ti, Zr) ₂ (Cu, Ni)
2	80.9	4.0	8.8	6.3	Eutectoid structure
3	95.3	1.7	1.2	1.8	α -Ti
4	77.1	9.7	7.3	5.8	Eutectoid structure
5	78.3	8.3	7.6	5.8	Eutectoid structure
6	96.1	1.0	1.8	1.1	α -Ti

存在大量“灰白相间”的组织,对此区域点2、点3能谱分析表明,该组织为共析反应产物和分布在其中的灰色针状 α -Ti;即温度降低至共析点时发生共析转变,产生由灰色 α -Ti相与白色层片状金属间化合物 $(\text{Ti, Zr})_2(\text{Cu, Ni})$ 组成的条带状组织^[15]。

钎焊温度上升至910℃时,Ti元素由 α 相转变为 β 相,晶体结构由高密度hcp结构向低密度bcc结构转变,使得Ti元素的扩散系数升高;同时温度的升高也加剧了Zr、Cu、Ni元素的进一步扩散^[16],从而导致了条带状残余钎料消失,如图6d所示。由于较快的扩散影响, β -Ti中会溶解一定量的Cu元素和Ni元素。在焊缝冶金反应冷却初期,冷速较快, β -Ti中少量的元素来不及扩散,将会保留在直接转变为针状 α -Ti中,其余的Cu、Ni元素在分布其间的 β -Ti中残余分布。随着温度的进一步降低,残余的 β -Ti发生共析组织转变,形成 α -Ti+ $(\text{Ti, Zr})_2(\text{Cu, Ni})$ 的共析组织,可能造成 $(\text{Ti, Zr})_2(\text{Cu, Ni})$ 渗入至 α -Ti中^[17],

同时由于单一的 α -Ti的强度和硬度较低,残余钎料也可能渗入到 α -Ti晶界处形成晶间渗入^[18],其枝晶也更加细长,如图6e、6f所示。

880℃下钎焊接头界面的元素分布情况如图7所示,各元素均呈现出不同程度的富集现象,其中Ti元素均匀分布于反应层、扩散层及母材中,但在残余钎料中分布相对较少。Zr、Cu和Ni元素在母材中含量较少,但母材中Zr元素相较于Cu、Ni元素扩散情况较为良好。这是因为钎焊温度较低时,分子热运动减弱,钎焊接头Zr、Cu、Ni元素扩散不理想,但由于Zr和Ti互为中性合金化元素,Ti、Zr元素可在液相与固相中无限互溶,因此母材中Zr元素相较于Cu、Ni元素扩散情况较为良好^[19-20]。但与此同时,由于Zr原子半径大于Ti、Cu、Ni原子半径,其扩散要求更多的激活能,分子热运动对其强烈扩散的难度相对较大^[21],导致Zr元素扩散程度受距离影响较大,图7b中Zr元素浓度梯度亦证实了这一现象。

910℃下钎焊接头界面的元素分布情况如图8所示,相比于880℃下钎焊接头,各元素分布更加均匀,且焊缝中心Zr元素偏聚现象得到较大改善。Cu和Ni在 β -Ti中的固溶度较大,它们能够通过扩散运动直接溶解到 β -Ti中^[22]。在冷却过程中,当炉内温度降至一定程度时,含有部分Cu、Ni元素的 β -Ti将发生共析转变,即 $\beta \rightarrow \alpha + (\text{Ti, Zr})_2(\text{Cu, Ni})$ 。同时,随着Cu、Ni元素在 α -Ti中的溶解度随温度的逐渐降低而减小,使得Cu、Ni元素最终以 $(\text{Ti, Zr})_2(\text{Cu, Ni})$ 金属间化合物的形式析出于反应层(I)与扩散层

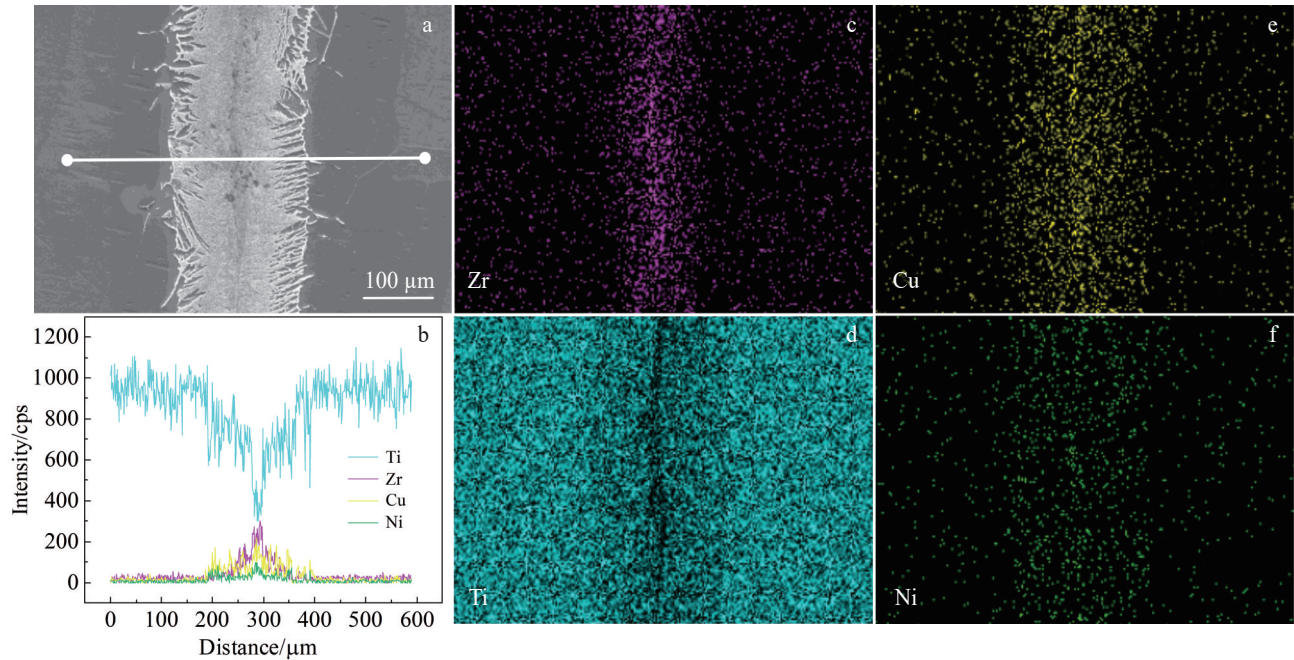


图7 880℃下钎焊接头界面的元素分布
Fig.7 Elemental distribution at the interface of brazed joints welded at 880 °C: (a) SEM image; (b) EDS line scanning; and elements mappings of Zr (c), Ti (d), Cu (e), Ni (f)

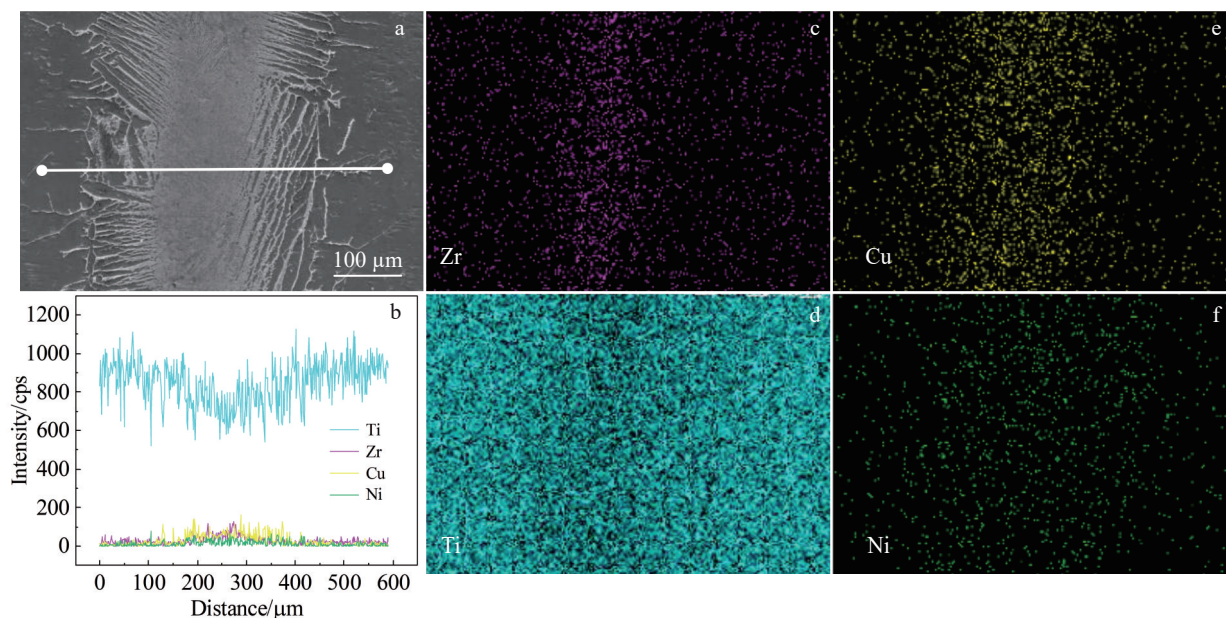


图8 910 °C下钎焊接头界面的元素分布

Fig.8 Elemental distribution at the interface of brazed joints welded at 910 °C: (a) SEM image, (b) EDS line scanning; and elements mappings of Zr (c), Ti (d), Cu (e), Ni (f)

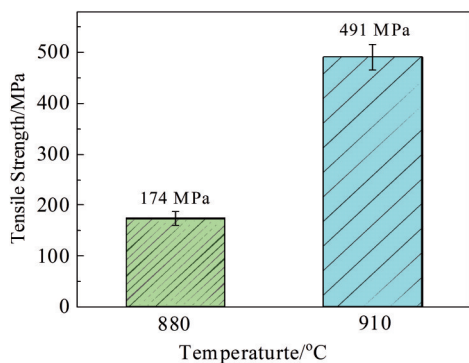


图9 不同焊接温度下钎焊接头拉伸性能

Fig.9 Tensile strength of joints at different brazing temperatures

(II)中。而在 α -Ti中,由于Cu、Ni元素在其中固溶度极低,仅存在的少量Cu、Ni元素,因此二者含量从中间层至母材会持续降低。但是,在图8b元素线扫描结果中Cu含量在下降过程中出现了异常增加,这可能是由于线形扫描步长恰好位于粗大的 β 相中或含有Cu元素的金属间化合物上所导致^[8]。

综上所述,随着钎焊温度的上升(880 °C→910 °C),钎焊接头元素扩散更为充分,接头结合更加良好;同时,可有效避免低温下反应不充分所导致的钎料残存现象。

2.2 钎焊接头力学性能

如图9所示,为不同焊接温度下钎焊接头的3组平均拉伸试验性能结果:在钎焊温度为880 °C、保温时间30 min的工艺参数下,TA1/TiZrCuNi/TA1钎焊接头抗拉

伸强度仅有174 MPa。随着钎焊温度上升至910 °C,TA1/TiZrCuNi/TA1钎焊接头抗拉伸强度得到极大提升,平均拉伸强度可达491 MPa,为前者的3倍左右。这是因为钎焊温度为880 °C时,焊缝中心处存在一定量的残余钎料,即连续、大量分布的金属间化合物,具有较高硬度与脆性,易形成裂纹拓展路径,致使钎焊接头拉伸强度较低^[23-24]。与之相反的是,在910 °C下由于元素扩散充分,形成大量非连续、薄片状的 $(\text{Ti, Zr})_2(\text{Cu, Ni})$ 金属间化合物均匀分布于钎焊接头中,使得钎焊接头抗拉伸强度显著提升^[25]。

通过对拉伸试验后的断口进行观察发现:在钎焊温度为880 °C下,断裂发生在焊缝处,断口形貌如图10a所示,断口存在大量残余钎料,断口表现为典型的解理断裂特征。而在钎焊温度为910 °C下,焊缝的断口形貌如图10c所示,断口完全呈现出韧窝特征,并且局部区域表现出明显的拉长韧窝特征,表现出良好的塑韧性^[26]。根据断口的观察结果,可以得出钎焊温度的提高有助于提高接头的塑韧性,从而改善接头的力学性能。此外,大量残余钎料的存在会对接头的强度和韧性产生较大的负面影响。

垂直于焊缝方向的2组TA1/TiZrCuNi/TA1钎焊接头维氏硬度测试结果,如图11所示,焊缝两端硬度均呈对称分布,且从焊缝中心向两端母材逐渐降低。但是,910 °C下焊缝中心的维氏硬度(HV)约为2842 MPa,而880 °C下焊缝中心的维氏硬度约为3724 MPa,910 °C下钎焊接头焊缝硬度总体上低于880 °C下的焊缝硬度。通过结合不同温度条件下的元素分布情况,可知在

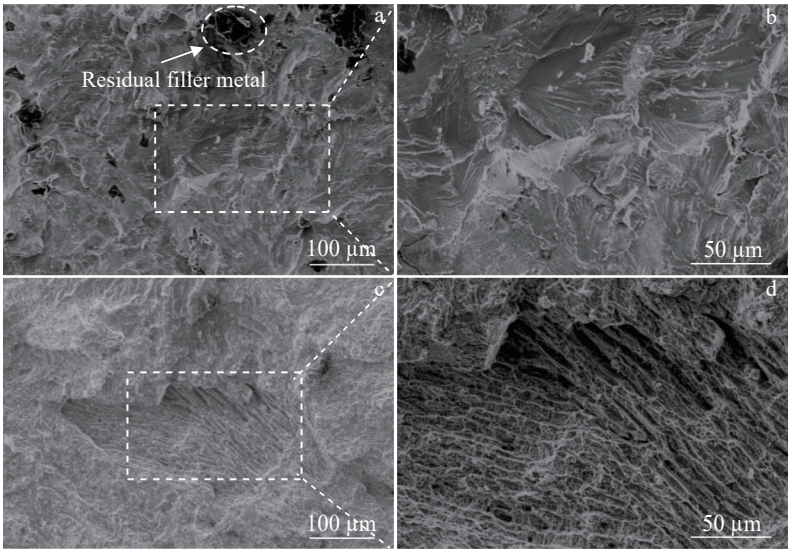


图 10 钎焊接头拉伸断口形貌

Fig.10 Fracture morphologies of brazed joints welded at different temperatures: (a) 880 °C, (b) enlarged view of Fig.10a; (c) 910 °C, (d) enlarged view of Fig.10c

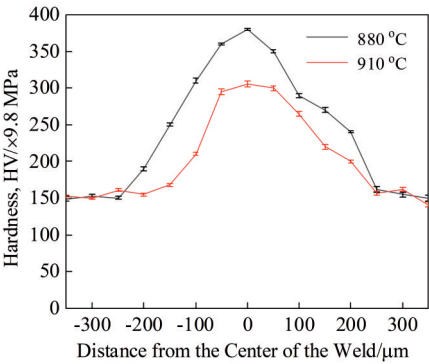


图 11 钎焊接头硬度分布

Fig.11 Vickers hardness of brazed joints

880 °C 下,焊缝中心 Zr 元素集中,而 Zr 元素和 Ti 元素在元素周期表上处于同一副族,是一种高硬度合金元素,两者偏聚造成焊缝中心形成了(Ti, Zr)₂(Cu, Ni)脆硬相层带组织;在 910 °C 下,元素扩散更加均匀,导致焊缝中心脆硬相层组织形成较少。因此,880 °C 下的焊缝显微硬度总体高于 910 °C 下的焊缝。

3 结 论

1) 采用 Ti-10Zr-10Cu-10Ni 粉状钎料能够实现 TA1 的真空钎焊连接,880 和 910 °C 下焊接接头界面组织结构均为 TA1/针状 α-Ti+共析组织(α-Ti+(Ti, Zr)₂(Cu, Ni))+残余钎料/TA1。

2) 910 °C 下钎焊接头元素分布相较于 880 °C 下, Cu、Ni 元素分布更为均匀,Zr 焊缝中心偏聚现象得到改善,其焊缝各区域显微硬度有所降低,接头整体显微硬度值分布更为均匀。

3) 880 °C 下钎焊接头抗拉强度约为 174 MPa,断口表现为典型的解理断裂特征,910 °C 下钎焊接头抗拉强度可达 491 MPa,断口完全呈现出韧窝特征,钎焊接头具有良好的塑性。

参考文献 References

[1] Liang M, Qin Y Q, Zhang D et al. *Journal of Materials Engineering and Performance*[J], 2023, 32(7): 2973
[2] Hourmand M, Sarhan A A D, Sayuti M et al. *Arabian Journal for Science and Engineering*[J], 2021, 46: 7087
[3] Hourmand M, Sarhan A A D, Sayuti M et al. *Arabian Journal for Science and Engineering*[J], 2021, 46: 7087
[4] Zhang J Q, Bermingham M J, Otte J et al. *Science*[J], 2024, 383 (6683): 639
[5] Zhong Suquan(钟素娟), Liu Pan(刘攀), Qin Jian(秦建) et al. *Electric Welding Machine*(电焊机)[J], 2022, 52(6): 1
[6] Du Y J, Zhang J R, Li J L et al. *Vacuum*[J], 2023, 215: 112365
[7] Feng L, Liu Q M, Long W M et al. *Materials*[J], 2022, 16(1): 199
[8] Liu Song(刘松). *Materials for Mechanical Engineering*(机械工程材料)[J], 2020, 44(1): 33
[9] 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, 51(23): 136
[10] Liu X, Tang Z Y, Mao Z Y. *Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2013, 42(S2): 110
[11] Wang Na(王娜), Liu Quanming(刘全明), Long Weiming(龙伟民) et al. *Hot Working Technology*(热加工工艺)[J], 2022, 51(21):6
[12] Jing Y J, Xiong H P, Shang Y L et al. *Journal of Manufacturing Processes*[J], 2020, 53: 328
[13] Chen B, Mao W, Xie Y H et al. *Journal of Aeronautical Materials*[J], 2006(1): 59
[14] Ganjeh E, Sarkhosh H, Bajgholi M et al. *Materials*

- Characterization[J], 2012, 71: 31
- [15] Jing Y J, Yang H B, Shang Y *et al.* *Welding in the World*[J], 2021, 65: 2231
- [16] Jiang Beibei(姜贝贝), Wang Qin(王 清), Dong Chuang(董 闯). *Acta Physica Sinica*(物理学报)[J], 2016, 65(23): 236101
- [17] Liu S L, Miao J K, Zhang W W *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2020, 775: 138990
- [18] Xia Y Q, Li P, Hao X H *et al.* *Journal of Manufacturing Processes*[J], 2018, 35: 382
- [19] Yang Yuanzheng(杨元政), Chou Zaihong(仇在宏), Xie Zhiwei(谢致薇) *et al.* *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2006, 16(7): 1155
- [20] Feng Liang(冯 亮), Li Jinshan(李金山), Cui Yuwen(崔予文) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2011, 40(4): 610
- [21] Zhu D D, Xu H T, Dong D *et al.* *Vacuum*[J], 2020, 174: 109212
- [22] Wu Haobo(吴浩波), Wu Fanhao(曾凡浩), Chen Jianghua(陈江华) *et al.* *Materials Science and Engineering of Powder Metallurgy*(粉末冶金材料科学与工程)[J], 2013, 18(4): 605
- [23] Lu Jinbin(卢金斌), Xu Jiuhua(徐九华). *Transactions of the Chinese Welding Institution*(焊接学报)[J], 2007, 28(8): 29
- [24] Chang H, Zheng M Y. *Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2016, 45(9): 2242
- [25] Zhao Guoji(赵国际), Zhang Keke(张柯柯), Luo Jian(罗 键). *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2010, 20(10): 2025
- [26] Yang Haozhe(杨浩哲), Pei Yinyin(裴寅崑), Qin Jian(秦 建) *et al.* *Electric Welding Machine*(电焊机)[J], 2022, 52(6): 112

Microstructure and Mechanical Properties of Vacuum Brazed TA1 Joints with TiZrCuNi Filler Metal

Liu Dashuang¹, Li Xionghui¹, Xu Jianhua¹, Lu Sheng², Fang Naiwen³, Zhang Yuke⁴,
Shen Yuanxun⁵, Zhong Sujuan⁵, Long Weiming⁵

(1. School of Materials Science and Engineering, Hefei University of Technology, Hefei 230009, China)

(2. School of Material Science and Engineering, Jiangsu University of Science and Technology, Zhenjiang 212000, China)

(3. Harbin Welding Institute Limited Company, Harbin 150028, China)

(4. AVIC Xinxiang Aviation Industry (Group) Co., Ltd, Xinxiang 453000, China)

(5. Zhengzhou Research Institute of Mechanical Engineering Co., Ltd, Zhengzhou 410100, China)

Abstract: Ti-10Zr-10Cu-10Ni powder was used as a brazing filler for vacuum brazing of commercial pure titanium TA1 at 880 °C for 30 min and 910 °C for 30 min. Following this, interface microstructure and performance analyses were carried out on two sets of distinct brazed joints. The results show that the microstructure of the two sets of joints is made up of TA1+acicular α -Ti+eutectoid (α -Ti+(Ti, Zr)₂(Cu, Ni)+ residual filler/TA1. The Zr elements are scattered in the eutectoid structure, residual filler and acicular α -Ti, while the Cu and Ni elements are mostly distributed in the eutectoid structure and residual filler. The mechanical properties of the two types of brazed joints differ significantly. When exposed to of brazed joint, the tensile strength of brazed joint at room temperature is around 174 MPa. The room temperature tensile strength rises to around 491 MPa when it is subjected to 910 °C. The hardness of the material exhibits a progressive rise from the base material to the welding center. At 910 °C, the greatest recorded hardness (HV) is around 2842 MPa, while at 880 °C, the maximum hardness (HV) reaches 3724 MPa. The mechanical difference between the two joints is mostly caused by the separation of Zr element, which create a brittle, layered intermetallic compound. Fracture analysis of the specimens reveals that the cracks in both sets of interfaces propagate along the weld seams. The fracture surface at 880 °C exhibits cleavage fracture characteristics, while at 910 °C it demonstrates a ductile fracture mode.

Key words: TA1; vacuum brazing; TiZrCuNi filler metal

Corresponding author: Liu Dashuang, Ph. D., Associate Professor, School of Materials Science and Engineering, Hefei University of Technology, Hefei 230009, P. R. China, Tel: 0086-551-62901367, E-mail: dslu@hfut.edu.cn