

TC4/TNM 钎焊接头界面组织及力学性能

李力^{1,2,3}, 黄慧^{1,2}, 张文涛^{1,2}, 袁雷昕^{1,2}, 罗芬^{1,2}, 李小强³

(1. 华东交通大学 材料科学与工程学院, 江西 南昌 330013)

(2. 华东交通大学 轨道交通基础设施性能监测与保障国家重点实验室, 江西 南昌 330013)

(3. 华南理工大学 国家金属材料近净成形工程技术研究中心, 广东 广州 510640)

摘要: 采用 Ti-25.65Zr-13.3Cu-12.35Ni-3Co-2Mo(质量分数, %)非晶箔带钎料在 900~1020 °C/10 min 工艺下真空钎焊连接 TC4 和 TNM 合金, 并系统研究了 TC4/TNM 钎焊接头的界面组织和形成机制以及钎焊温度对界面组织和剪切强度的影响规律。结果表明: 钎焊温度 900~980 °C 时接头的组织为 TC4/细小网篮状($\alpha+\beta$)-Ti/ γ -(Ti,Zr)₂(Cu,Ni)+ α -Ti/Ti₃Al/TNM, 随钎焊温度的升高, 钎缝中硬脆的 γ 相减少、韧性的 α -Ti 增加。钎焊温度为 1000 和 1020 °C 时, 接头的界面反应层由 3 层演变成 2 层且对应的物相分别是韧性差的粗针状($\alpha+\beta$)-Ti 和 Ti₃Al, 粗针状($\alpha+\beta$)-Ti 随温度的升高进一步粗化。钎焊接头抗剪切强度随温度的升高先增大后减小, 钎焊温度 980 °C 时抗剪切强度达到最大值 494.83 MPa。剪切测试的钎焊接头均脆性断裂于 TNM 侧的钎缝中。

关键词: 真空钎焊; 非晶钎料; 钎焊温度; 形成机制

中图分类号: TG454

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2023)12-4205-07

TC4 凭借其优异的力学性能和可加工性, 成为应用最广泛的钛合金^[1-2]。TiAl 基合金具有密度低(3.9 g/cm³)、优异的高温力学性能和抗氧化性能等优点, 在航空航天领域被认为是替代镍基高温合金的理想材料^[3]。因此, 实现 TC4/TiAl 合金的精密连接对促进 TiAl 合金在航空航天等领域的应用具有重要意义。

相比较于熔焊和摩擦焊, 真空钎焊因其相对变形量小、接头残余热应力和机械应力低, 可用于形状复杂的工件连接等优点, 被广泛应用于 TiAl 合金或 TC4 合金的连接^[4-6]。但是 TC4/TiAl 合金的异质钎焊, 仅见 Shiue 等人^[7]报道, 其研究指出 Ag 基钎料钎焊接头在 400 °C 以上的高温力学性能较差。而 Ti-Cu-Ni 钎料钎焊接头具有优异的室温和高温性能, 被广泛用于钛合金的钎焊。结果表明, 由于钎缝中形成较少的 Ti₂(Cu,Ni), Cu+Ni 含量低的 Ti-15Cu-15Ni 钎焊接头强度远高于 Ti-15Cu-25Ni。文献[8-9]中指出在 Ti-Cu-Ni 钎料中添加适量 Zr 元素可有效地降低钎料熔点, 同时控制 Cu 和 Ni 元素的总含量以减少钎缝中 (Ti,Zr)_x(Cu,Ni)_y 金属间化合物。另外, 添加 Zr 元素能够提高钎料合金非晶成形能力, 可进一步降低钎料熔

点。Co 是 β -Ti 的慢共析元素^[10], Ren 等人^[5]在研究中指出在 Ti-Zr-Cu-Ni 钎料中添加 Co 不仅能抑制 β -Ti 的共析分解、减少接头中金属间化合物的生成, 还能提高钎料在母材表面的润湿性, 有利于获得良好的钎焊接头。但含 Co 钛合金长时间在高温环境下服役时易发生 β -Ti 共析分解, 增大钛合金的脆性, 降低钛合金的蠕变力学性能^[10]。高熔点的 Mo 是 β -Ti 的同晶元素, 在钛合金中起固溶强化作用, 可提高钛合金强度和抗蠕变能力^[10-11], Qiu 等人^[4]研究了 Ti-Zr-Cu-Ni 钎料中 Mo 对 TiAl 合金钎焊接头界面显微组织和剪切强度的影响, 结果表明, Mo 可抑制 β -Ti 的共析分解, 使得添加 Mo 的钎焊接头中存在的是韧性 β -Ti 而不是 α -Ti。相对于未添加 Mo 的钎焊接头, 添加 Mo 的组织更均匀和细化, 钎焊接头抗剪强度提高了约 14.7%, 达 250 MPa。李力等人^[3]指出 Ti-Zr-Cu-Ni 钎料中同时添加 Co、Mo 可显著改善 TiAl 钎焊接头组织和提高接头力学性能, 并对比研究了相同成分的晶态和非晶态钎料的显微组织、熔化行为、润湿铺展性能及相应 TiAl 钎焊接头界面显微组织与性能。研究结果表明, 相对于晶态钎料, 相同成分的 Ti-Zr-Cu-Ni-Co-Mo 非晶钎料具有更低的

收稿日期: 2022-12-10

基金项目: 国家自然科学基金(51865012); 江西省自然科学基金(20202BABL204040); 江西省教育厅科学技术研究项目(GJJ170372); 国家金属材料近净成形工程技术研究中心开放基金(2016005); GF 基础科研计划(JCKY2016603C003); 民口配套规划研制项目(JPPT125GH038)

作者简介: 李力, 男, 1979 年生, 博士, 副教授, 华东交通大学材料科学与工程学院, 江西 南昌 330013, 电话: 0791-87046161, E-mail: liliejtu.@163.com

熔点、更窄的熔化区间和更优异的润湿铺展及填缝性能,且相同工艺条件下非晶钎料钎焊 TiAl 接头的连接强度均高于晶态钎料的。然而, Ti-Zr-Cu-Ni-Co-Mo 钎料异质钎焊连接 TC4/TiAl 合金的研究却未见报道。

因此,本研究选用 Ti-Zr-Cu-Ni-Co-Mo 非晶钎料真空钎焊连接 TC4 和 TNM 合金并着重研究 TC4/TNM 钎焊接头的界面组织与形成机制,通过探究钎焊接头的界面组织与抗剪强度的内在联系以及钎焊温度对接头界面组织和剪切强度的影响规律,以期揭示钎焊接头的演变机制和获得质量良好的钎焊接头。

1 实验

钎焊用母材 Ti-43.5Al-4Nb-1Mo(原子分数,%) (TNM)合金和 Ti-6Al-4V 合金尺寸分别为 3 mm×6 mm×8 mm 和 3 mm×3 mm×6 mm。钎料是采用真空快淬技术制备的 Ti-25.65Zr-13.3Cu-12.35Ni-3Co-2Mo(质量分数,%)箔带,其熔化区间为 832~850 °C(如图 1 所示)。为确保钎料完全熔化,选择钎焊温度为 900~1020 °C。母材和钎料的待焊表面经 400#~1200# 砂纸打磨并置于丙酮中超声清洗 10 min 后按图 2 所示装配放入高真空钎焊炉中,以 10 °C/min 加热至钎焊温度并保温 10 min,随后炉冷到室温。钎接头经 Kroll's 试剂(2 mLHF+4 mLHNO₃+100 mLH₂O)腐蚀制备成金相试样,使用万能试验机对接头进行抗剪测试,加载速率为 0.5 mm/min。采用配有能谱 (EDS) 分析仪的扫描电子显微镜(SEM)和 X 射线衍射(XRD)仪对箔带钎料和钎焊接头界面显微组织及剪切试验后的断口形貌进行表征分析。

2 结果与分析

2.1 钎料的显微组织及熔化特性

图 3 是 Ti-Zr-Cu-Ni-Co-Mo 箔带钎料的显微组织及图 3a 中选定区域的 EDS 分析结果和 XRD 图谱。结

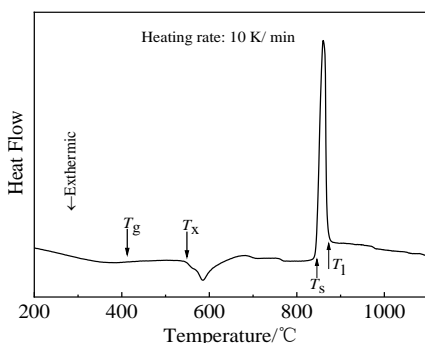


图 1 Ti-Zr-Cu-Ni-Co-Mo 钎料 DSC 曲线
Fig.1 DSC curve of the Ti-Zr-Cu-Ni-Co-Mo filler

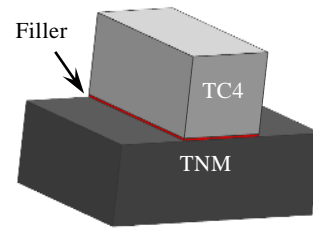
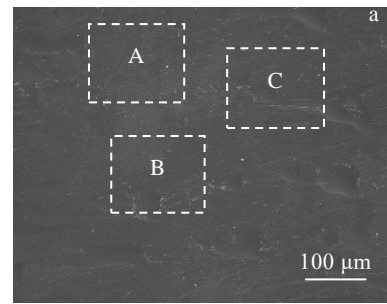


图 2 钎焊接头装配示意图
Fig.2 Schematic diagram of assembly for brazing



Zone	Content/at%					
	Ti	Zr	Cu	Ni	Co	Mo
A	55.08	16.28	12.42	11.91	2.99	1.32
B	55.22	16.37	12.38	11.85	2.91	1.27
C	55.25	16.46	12.33	11.75	2.95	1.26

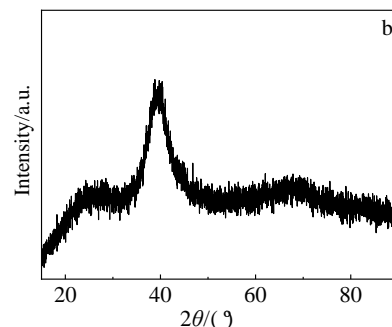


图 3 Ti-Zr-Cu-Ni-Co-Mo 钎料显微组织及图 3a 中选定区域的 EDS 分析结果和 XRD 图谱

Fig.3 Microstructure, EDS analysis results (a) and XRD pattern (b) of the Ti-Zr-Cu- Ni-Co-Mo filler

合图 3a 与图 3a 中选定区域的 EDS 分析结果可知,箔带钎料显微组织无衬度区分、元素分布均匀,呈现非晶合金特性。图 3b 所示的钎料 XRD 图谱仅在 40°附近出现典型的非晶宽大的漫散射衍射峰和图 1 所示钎料的 DSC 曲线中非晶合金特有的结晶峰,均表明该钎料为非晶态。Li 等人^[12]指出,钎焊过程中,当温度低于非晶钎料玻璃转变温度 T_g 时,钎料与母材之间仅存在原子的固态扩散和很微弱的冶金反应;当温度升至玻璃转变温度 T_g 和结晶转变温度 T_x 之间时,钎料由非晶态转变为过冷液态并溶解少量母材和增强原子的扩散反应能力,钎料与母材之间形成了薄薄的一界面

反应层;当温度超过 T_x 时,过冷液相钎料晶化并释放大量潜热,促进母材与钎料间原子扩散及冶金结合反应。综上,存在过冷液相和结晶释放大量潜热是非晶钎料与母材间反应能力强于晶态钎料的主要原因之一。值得一提的是,非晶钎料完全晶化后的晶粒更细小、组织成分分布更均匀,有利于降低钎料熔点、缩窄熔化区间和形成良好钎焊接头。

2.2 TC4/TNM 接头典型显微组织

图 4 是钎焊温度 900 °C、钎焊时间 10 min 时 TC4/Ti-Zr-Cu-Ni-Co-Mo/TNM 钎焊接头的界面 BSE 照片和 EDS 元素线扫描。由图 4a 可知,钎焊接头中无裂纹或孔洞等缺陷,表明钎焊连接良好。根据钎焊接头界面显微组织形貌可将接头分为 TC4 侧界面反应层 I (物相 A 和 B)、中心钎焊层 II (物相 C、D 和 E) 和 TNM 侧界面反应层 III (物相 F),各物相对应的 EDS 结果见表 2。其中,钎焊接头中心钎焊层 II 和界面反应层 III 的高倍 BEIs 如图 4b 和图 4c 所示。

根据合金元素对 α -Ti $\leftrightarrow\beta$ -Ti 转变温度的影响可将钎焊接头中的元素分为三大类:一是 α 稳定元素 Al;二是共析型 β 稳定元素 Cu、Ni 和 Co;三是无限固溶于 β -Ti 的同晶型元素 V、Mo、Nb 及中性元素 Zr^[10],为便于物相分析,可将三大类元素分别看作 Al、Ni 和 Ti。由表 2 可知,物相 A 中主要含 Ti 和 Al,物相 B 中 Cu、Ni 总含量 (Cu 约 4.61%、Ni 约 3.50% 原子

分数,下同)低于它们在 β -Ti 中最大固溶度 (Cu 约 13.5%、Ni 约 10% 原子分数,下同)^[13],所以 Cu、Ni 可完全固溶在 β -Ti 中。另外,V 对于抑制 β -Ti 的分解可起到关键的作用,结合文献[1,6]和 Ti-Al 二元合金相图^[14]推测物相 A 为 α -Ti,物相 B 为 β -Ti。根据物相 A 和 B 的 β 相稳定系数计算结果进一步验证它们分别是 α -Ti 和 β -Ti,公式如下^[15]:

$$K_{\beta} = \frac{C_{Mo}}{10} + \frac{C_{Nb}}{33} + \frac{C_V}{15} + \frac{C_{Co}}{7} + \frac{C_{Cu}}{13} + \frac{C_{Ni}}{9}$$

式中: K_{β} 为 β 相稳定系数; C_i 为对应 β 稳定元素的浓度 (质量分数,%)。Kokabi 等人^[16]指出 Ti_2Cu 、 Ti_2Ni 、 Zr_2Cu 和 Zr_2Ni 等可统称为 γ -(Ti,Zr)₂(Cu,Ni) (简称为 γ 相)。由 EDS 结果可知,物相 C 中含有 3.51% 的 Al 和 13.9% 的二类元素,物相 D 和 E 中 Al 含量极少,二、三类元素之比分别 2.27:1 和 2.45:1,结合文献[17-18]和 Ti(Zr)-Ni-Cu 三元合金相图^[19]可知物相 C 为 α -Ti 和 γ -(Ti,Zr)₂(Cu,Ni)、物相 D 和 E 均是含有 α -Ti 的 γ -(Ti,Zr)₂(Cu,Ni)。物相 D 和 E 的衬度不同可能是由于二者的平均原子序数存在差异所致。物相 F 中二类元素含量极低,Ti 和 Al 原子比约为 3.13。何鹏等人^[20]指出,Ti 和 Al 原子比在 1.5~3.2 之间时可形成 α_2 -Ti₃Al,因此物相 F 确定为 α_2 -Ti₃Al。

图 4d 是沿图 4a 中粗实线的 EDS 元素线扫描结果。由图可知,钎料元素 Cu 和 Ni 在层 I 中由外到内是

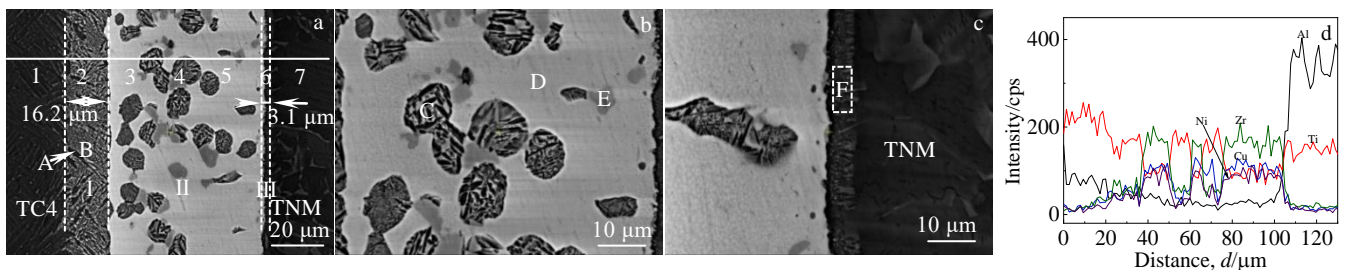


图 4 TC4/TNM 钎焊接头界面显微组织和 EDS 元素线扫描

Fig.4 BSE images (a-c) of the TC4/TNM joint brazed at 900 °C for 10 min and EDS element line scanning along white line marked in Fig.4a (d): (a) brazed joint; (b-c) high magnification images of layer II and III in Fig.4a

表 2 图 4 中各物相及层的 EDS 分析结果

Table 2 EDS analysis results of each phase and layer in Fig.4 (at%)

Phase or layer	Al	Ti	V	Co	Ni	Cu	Zr	Nb	Mo	Possible phase
A	9.22	84.03	0.72	0.17	0.73	1.31	3.19	0.38	0.25	α -Ti
B	6.10	74.70	3.91	1.56	3.50	4.61	3.82	0.65	1.15	β -Ti
C	3.51	75.62	0.96	1.14	3.81	8.95	4.50	0.25	1.27	α -Ti+ γ -(Ti,Zr) ₂ (Cu,Ni)
D	1.75	47.20	0.07	2.43	12.85	14.78	19.91	1.06	0.00	γ -(Ti,Zr) ₂ (Cu,Ni)+ α -Ti
E	0.29	61.96	0.30	4.51	16.53	7.82	8.13	0.46	0.00	γ -(Ti,Zr) ₂ (Cu,Ni)+ α -Ti
F	22.23	66.38	0.09	0.36	1.47	2.01	4.38	2.52	0.56	α_2 -Ti ₃ Al
Layer I	5.85	78.25	2.68	1.19	3.22	4.02	7.20	0.24	0.58	-
Layer II	1.85	61.59	0.44	2.69	11.06	10.51	10.85	0.59	0.42	-
Layer III	25.68	61.37	0.19	0.25	1.78	2.66	3.79	3.12	1.17	-

逐渐减少的,而在以 $\alpha_2\text{-Ti}_3\text{Al}$ 为主要物相的层 III 中出现骤降,这主要是由于 Cu 和 Ni 在 $\alpha_2\text{-Ti}_3\text{Al}$ 中固溶度极小而产生的“壁垒效应”所致。图 4a 中各点的维氏硬度列于表 3 中。由表 3 可知,虽界面反应层 I 和 TC4 母材中的物相均为 $(\alpha+\beta)\text{-Ti}$,但层 I 的硬度明显高于 TC4,产生的原因可能是层 I 中的 Cu、Ni 等元素固溶到 $(\alpha+\beta)\text{-Ti}$ 中引起晶格畸变所致。中心钎焊层 II 中含 $\gamma\text{-(Ti,Zr)}_2\text{(Cu,Ni)}$ 相较多的点 3 和点 5 的硬度高于点 4,表明 γ 相的硬度高于 $\alpha\text{-Ti}$,而 Ren 等人^[21]的研究显示 Ti_2Cu (维氏硬度 5194 MPa)和 Ti_2Ni (维氏硬度 7056 MPa)高于 $\alpha\text{-Ti}$ (4060 MPa),亦证明上述推断是正确的。界面反应层 III($\alpha_2\text{-Ti}_3\text{Al}$)的维氏硬度是 4603 MPa,远高于 TNM 母材的 3648 MPa。综上所述, $\gamma\text{-(Ti,Zr)}_2\text{(Cu,Ni)}$ 相的含量和分布对钎缝的硬度变化起决定性因素。

界面反应层 I 主要是母材 TC4 溶解和液态钎料中的 Zr、Cu、Ni 等元素在浓度梯度驱动力作用下向 TC4 扩散所形成。TC4 溶解使得 TC4 侧的液态钎料的熔点上升到钎焊温度及以上,导致等温凝固反应的发生。等温凝固的初期是以 TC4 母材晶粒为非均质形核点,其成长的取向与母材晶粒相同,即由 TC4 母材晶粒的外延生长所控制。因此,界面反应层 I 的组织由 $\alpha\text{-Ti}$ 和 $\beta\text{-Ti}$ 组成。类似的现象在 Lee 等人^[22]的研究中亦有发现。

表 3 图 4a 中各点的维氏硬度

Table 3 Vickers hardness of each point in Fig.4a

Point	1	2	3	4	5	6	7
Hardness, HV/ $\times 9.8$ MPa	327.8	368.8	558.6	534.1	563.6	469.7	372.2

另外,由 EDS 结果可知,界面反应层 I 中 β 稳定元素含量远高于 TC4, α 稳定元素 Al 低于 TC4,这有利于形成更多、更稳定的 $\beta\text{-Ti}$ 。图 4a 中界面反应层 I 的组织形貌也证明了上述结论。钎焊过程中,在浓度梯度与高温的共同作用下,大量半径较小、扩散速率较快的 Al 原子从靠近钎料的 TNM 母材中快速向钎缝中心扩散,少量钎料元素 Zr、Cu、Ni 等向 TNM 扩散,形成了以 Ti 和 Al 为主要元素的界面反应层 III(EDS 结果如表 2 所示),且该层中 Ti 的相对含量急剧升高、Al 的相对含量显著降低,当 Ti 和 Al 原子比介于 1.5:1~3.2:1 之间时便形成 Ti_3Al 。由图 4a 可知,界面反应层 I 的厚度是界面反应层 III 的 5.23 倍,表明 TC4 向液态钎料中的溶解量以及其与液态钎料之间相互扩散远大于 TNM。因此,相对于表 1 中所列钎料元素相对含量,中心钎焊层 II 中 Ti 原子相对含量增加而 Zr、Cu、Ni 等原子相对含量降低。值得一提的是,中心钎焊层 II 中各元素相对含量均处于物相 C、D、E 的各元素相对含量最大值和最小值之间。

2.3 钎焊温度对 TC4/TNM 接头微观组织的影响

图 5 是钎焊时间 10 min、钎焊温度 920~1020 °C 对应 TC4/TNM 钎焊接头的界面显微组织。结合图 4a 可知,随着钎焊温度的升高,层 I 宽度由 16.2 μm 增加到 51.7 μm 、层 III 的宽度由 3.1 μm 增加至 6.5 μm 但组织无明显变化、层 II 宽度减小直至 1000 °C 时消失,表明母材与钎料之间的元素相互扩散和冶金结合反应随着钎焊温度的升高而增强。层 III 的宽度增幅远小于层 I,可能是由大量连续 $\alpha_2\text{-Ti}_3\text{Al}$ 构成的层 III 产生的“壁垒效应”所致。

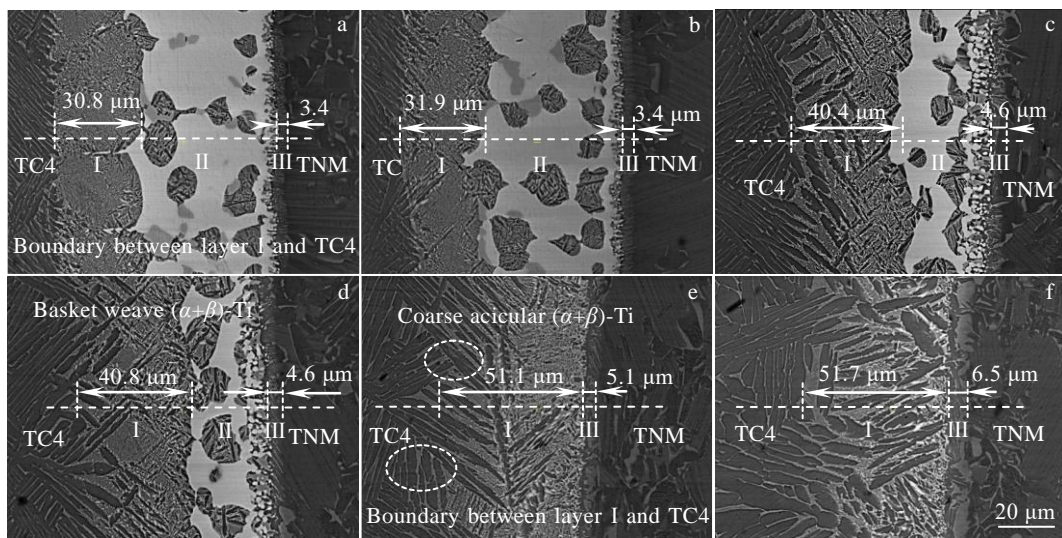


图 5 不同温度钎焊 10 min 的 TC4/TNM 钎焊接头界面显微组织

Fig.5 Interfacial microstructures of the TC4/TNM joints brazed at different brazing temperatures for 10 min: (a) 920 °C, (b) 940 °C, (c) 960 °C, (d) 980 °C, (e) 1000 °C, and (f) 1020 °C

由图 4a 和图 5a~5d 可知, 随着钎焊温度的升高, 钎料元素 (Zr、Cu、Ni、Co、Mo) 向两侧母材尤其是 TC4 中扩散以及母材 TC4 和 TNM 合金溶解并向中心钎焊层 II 中扩散均增多, 使得中心钎焊层 II 中 Cu、Ni 和 Co 等 β -Ti 共析型元素显著减少、Ti 元素明显增多、Al 元素增多, 从而导致中心钎焊层 II 中 α -Ti 增多、 γ -(Ti, Zr)₂(Cu, Ni) 减少, 即物相 C 的占比增多、物相 D 和 E 占比减少。当钎焊温度达到或超过 TC4 的 $\alpha \leftrightarrow \beta$ 转变温度 (995 °C^[23]) 时, TC4 合金中的 α -Ti 全部转化为 β -Ti, 液态钎料中 Cu、Ni 和 Co 等 β -Ti 稳定元素除极少量扩散到 TNM 中, 其余则全部扩散并固溶到 TC4 合金中, 导致中心钎焊层 II 完全被界面反应层 I 取代。值得注意的是, 界面反应层 I 中的组织由低钎焊温度时的细小的网篮状 ($\alpha + \beta$)-Ti 演变成钎焊温度 1000 和 1020 °C 时的粗针状的 ($\alpha + \beta$)-Ti, 且随钎焊温度的升高而粗化, 如图 5e 和 5f 所示。

2.4 钎焊温度对 TC4/TNM 接头力学性能的影响

图 6 为不同温度钎焊 10 min, TC4/TNM 钎焊接头在室温抗剪切强度随钎焊温度的变化曲线。由图 6 可以看出, 随着钎焊温度升高, 接头抗剪切强度先增大后减小。钎焊温度 980 °C 时, 接头的抗剪切强度达最大值 494.83 MPa, 较 Shiue 等人^[7]采用 Ti-Cu-Ni 箔带钎料异质钎焊连接 TC4/Ti₅₀Al₅₀ 接头的最大抗剪切强度高出 71.8%。钎焊温度 900 °C 时, 由于母材与钎料之间的原子扩散和冶金反应不充分, 中心钎焊层 II 中存在大量硬脆 γ -(Ti, Zr)₂(Cu, Ni), 导致接头抗剪切强度仅 301.01 MPa。

随着钎焊温度的升高, 母材与钎料之间的相互扩散和冶金反应增强, 中心钎焊层 II 宽度逐渐减小且 γ 含量降低、 α -Ti 含量增加, 以 Ti₃Al 为主要物相的界面反应层 III 略微增宽但组织未见变化。由文献[24-25]可知, γ 、 α -Ti 和 Ti₃Al 三者的热膨胀系数分别为 40.48×10^{-6} 、 10.1×10^{-6} 和 $9.1 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ 。因此, 中心钎焊层 II 与界面反应层 III 之间的热膨胀系数差值随着钎焊温度的升高而降低, 这有利于降低接头中残余应力和提高钎焊接头的抗剪切强度。然而, 当钎焊温度 1000 °C 时, 界面反应层 III 组织无明显变化, 但中心钎焊层 II 被界面反应层 I 完全取代, 且层 I 组织由细小网篮状 ($\alpha + \beta$)-Ti 演变成粗针状 ($\alpha + \beta$)-Ti。有学者指出, ($\alpha + \beta$)-Ti 的细小网篮状组织具有增强作用^[26], 而其粗针状组织的韧性差、易产生裂纹^[27]。因此, 钎焊接头剪切强度急剧下降到 355.67 MPa。随着钎焊温度升高到 1020 °C 时, 粗

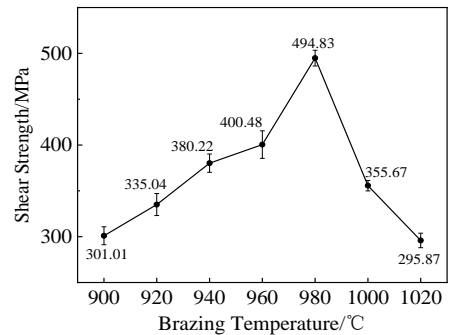


图 6 钎焊温度对 TC4/TNM 钎焊接头抗剪切强度的影响
Fig.6 Effect of brazing temperatures on shear strength of the TC4/TNM brazed joints

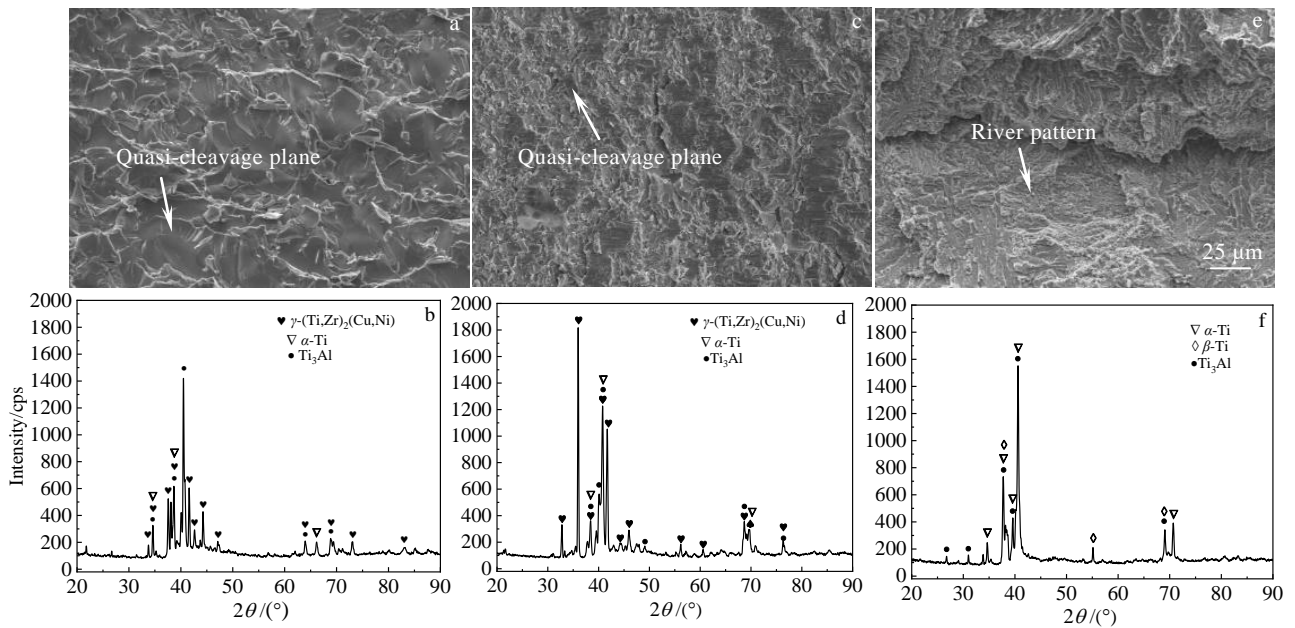


图 7 不同温度钎焊 10 min TC4/TNM 钎焊接头剪切测试后的断口形貌及 XRD 图谱

Fig.7 Fracture morphologies (a, c, e) and XRD patterns (b, d, f) of the TC4/TNM joints brazed at different brazing temperatures for 10 min after shear test: (a, b) 900 °C, (c, d) 980 °C, and (e, f) 1020 °C

针状的 $(\alpha+\beta)$ -Ti 进一步粗化, 而据 Hall-Petch 规则^[28]可知粗大的晶粒会降低合金的屈服强度, 因而钎焊温度 1020 °C 时的接头抗剪切强度进一步下降到 295.84 MPa。为了获得良好的 TC4/TNM 钎焊接头, 应该尽量避免在接头中生成粗针状的 $(\alpha+\beta)$ -Ti 组织。

图 7 是钎焊时间 10 min, 钎焊温度 900、980 和 1020 °C 时 TC4/TNM 接头室温剪切试验后的断口微观形貌和 XRD 图谱。由图 7 断口形貌可知, 不同钎焊温度的剪切断口表面均呈明显的准解理断裂特征, 表明 TC4/TNM 钎焊接头的断裂方式皆为脆性断裂。由 XRD 分析结果可知, 钎焊温度 900 和 980 °C 剪切断口表面上均只有 α -Ti、 γ -(Ti,Zr)₂(Cu,Ni) 和 Ti₃Al, 且 980 °C 的 α -Ti 明显比 900 °C 的多。另外, 钎焊温度 1020 °C 的剪切断口表面仅存在 α -Ti、 β -Ti 和 Ti₃Al。因此, 可推测 TC4/TNM 钎焊接头均主要断裂在中心钎焊层 II 或界面反应层 I 中贴近界面反应层 III 处, 且有少部分裂纹偏转到界面反应层 III 中。值得一提的是, 断口表面的 XRD 进一步验证了 2.3 节中对钎焊接头界面微观组织演变分析结果。此外, γ 相和 Ti₃Al 的硬度均高于 α -Ti 也许是导致钎焊接头更倾向断裂于 TNM 侧钎缝中的主要原因之一。

3 结 论

1) 在钎焊时间 10 min、钎焊温度 900~1020 °C 工艺下, 采用 Ti-Zr-Cu-Ni-Co-Mo 非晶钎料真空钎焊连接 TC4 和 TNM 合金, 钎焊连接结合良好, 典型钎焊接头由 TC4 侧界面反应层 I、中心钎焊层 II 和 TNM 侧界面反应层 III 组成且对应的物相分别为 $(\alpha+\beta)$ -Ti、 γ -(Ti,Zr)₂(Cu,Ni)+ α -Ti 和 α_2 -Ti₃Al。其中, 高硬度 γ -(Ti,Zr)₂(Cu,Ni) 相的含量和分布对钎缝的硬度变化起决定性因素。

2) 随钎焊温度的升高, 界面反应层 I 宽度增加, 界面反应层 III 宽度微幅增加但组织未见变化, 中心钎焊层 II 减小且其中的脆性 γ -(Ti,Zr)₂(Cu,Ni) 减少、韧性 α -Ti 增多。当钎焊温度 1000 °C 时, 中心钎焊层 II 消失、界面反应层由 3 层演变为 2 层, 界面反应层 I 中细小网篮状 $(\alpha+\beta)$ -Ti 被韧性差的粗针状 $(\alpha+\beta)$ -Ti 完全取代且随钎焊温度的进一步升高而粗化。

3) TC4/TNM 钎焊接头的抗剪切强度随钎焊温度的升高先增大后减小, 与接头界面组织的演变是密切相关的, 钎焊温度 980 °C 最大, 达 494.83 MPa。剪切试验的钎焊接头均脆性断裂在中心钎焊层 II 或界面反应层 I 中贴近界面反应层 III 处, 且有裂纹偏转到界面反应层 III 中。

参考文献 References

[1] Wang Y, Jiao M, Yang Z W *et al.* *Archives of Civil and*

Mechanical Engineering[J], 2018, 18(2): 546

[2] Wang Shiqing(王世清), Jiao Yingxiang(焦迎香). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2022, 51(7): 2716

[3] Li Li(李力), Li Xiaoqiang(李小强), Li Zhifeng(李志锋) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2017, 46(8): 2214

[4] Qiu Q W, Wang Y, Yang Z W *et al.* *Materials and Design*[J], 2016(90): 650

[5] Ren H S, Xiong H P, Chen B *et al.* *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2015, 224: 26

[6] Xia Y Q, Li P, Hao X H *et al.* *Journal of Manufacturing Processes*[J], 2018, 35: 382

[7] Shiue R K, Wu S K, Chen Y T *et al.* *Intermetallics*[J], 2008, 16(9): 1083

[8] Yang Z W, Chen Y H, Niu S Y *et al.* *Archives of Civil and Mechanical Engineering*[J], 2020, 20(3): 88

[9] Liu S L, Miao J K, Zhang W W *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2020, 775: 138 990

[10] Zhang Zhu(张 翥), Wang Jiaoqun(王群骄), Mo Wei(莫 畏). *Metallography and Heat Treatment of Titanium*(钛的金属学和热处理)[M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2009: 5

[11] Leyens C, Peters M. Translated by Chen Zhenhua(陈振华) *Titanium and Titanium Alloys*(钛与钛合金)[M]. Beijing: Chemical Industry Press, 2005: 9

[12] Li L, Li X Q, Li Z F *et al.* *Advanced Engineering Materials*[J], 2015, 18(2): 341

[13] He Y M, Lu C Y, Ni C Y *et al.* *Journal of Manufacturing Processes*[J], 2020, 50: 255

[14] Lee S J, Wu S K. *Intermetallics*[J], 1999, 7(1): 11

[15] Zhao Yongqing(赵永庆), Chen Yongnan(陈永楠), Zhang Xuemin(张学敏) *et al.* *Phase Transformation and Heat Treatment of Titanium Alloys*(钛合金相变及热处理)[M]. Central South University Press, 2012: 8

[16] Kokabi D, Kafrou A. *Welding in the World*[J], 2021, 65(6): 1189

[17] Li X Q, Li L, Hu K *et al.* *Intermetallics*[J], 2015, 57: 7

[18] Ganjeh E, Sarkhosh H. *Materials Science and Engineering A*[J], 2013, 559: 119

[19] Villars P, Prince A, Okamoto H. *Handbook of Ternary Alloy Phase Diagrams*[M]. USA: ASM International, 1995: 9846

[20] He Peng(何 鹏), Li Haixin(李海新), Lin Tiesong(林铁松) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2013, 42(11): 2248

[21] Ren H S, Xiong H P, Chen B *et al.* *Journal of Materials*

- Science and Technology*[J], 2016, 32(4): 372
- [22] Lee M K, Kim K H, Lee J G *et al. Materials Characterization*[J], 2013, 80: 98
- [23] Jing Y J, Su D Y, Yue X S *et al. Materials Characterization*[J], 2017, 131: 526
- [24] Qi Q, Zhang J, Hu H W *et al. Vacuum*[J], 2019, 162: 110
- [25] Chen B Q, Xiong H P, Sun B B *et al. Journal of Materials Science and Technology*[J], 2014, 30(7): 715
- [26] Ganjeh E, Sarkhosh H, Bajgholi M E *et al. Materials Characterization*[J], 2012, 71: 31
- [27] Hong I T, Koo C H. *Materials Science and Engineering A*[J], 2005, 398(1-2): 113
- [28] Zhao K, Liu Y, Huang L *et al. Journal of Materials Processing Technology*[J], 2016, 230: 272

Interfacial Microstructure and Mechanical Property of TC4/TNM Brazed Joint

Li Li^{1,2,3}, Huang Hui^{1,2}, Zhang Wentao^{1,2}, Yuan Leixin^{1,2}, Luo Fen^{1,2}, Li Xiaoqiang³

(1. School of Materials Science and Engineering, East China Jiaotong University, Nanchang 330013, China)

(2. State Key Laboratory of Performance Monitoring and Protecting of Rail Transit Infrastructure, East China Jiaotong University, Nanchang 330013, China)

(3. National Engineering Research Center of Near-net-shape Forming for Metallic Materials, South China University of Technology, Guangzhou 510640, China)

Abstract: Vacuum dissimilar brazing of TC4 alloy and TNM alloy was performed at 900-1020 °C for 10 min using amorphous Ti-25.65Zr-13.3Cu-12.35Ni-3Co-2Mo (wt%) filler. The interfacial microstructure and formation mechanism of the TC4/TNM brazed joint were studied. The variation of the interfacial microstructure and shear strength of the brazed joints with brazing temperature were investigated. The results show that the interfacial microstructure of the TC4/TNM joints brazed at 900-980 °C are TC4/fine basket weave ($\alpha+\beta$)-Ti/ γ -(Ti,Zr)₂(Cu,Ni)+ α -Ti/Ti₃Al/TNM. The amount of brittle γ -(Ti,Zr)₂(Cu,Ni) decreases but that of the ductile α -Ti increases with the brazing temperature increasing. Once the brazing temperature increases to 1000 °C and to 1020 °C, the interfacial reaction layer of the TC4/TNM brazed joints transforms from three layers into two layers, which consist of coarse acicular ($\alpha+\beta$)-Ti with poor ductility and Ti₃Al. And the coarse acicular ($\alpha+\beta$)-Ti is further coarsened with the brazing temperature increasing. The shear strength of the TC4/TNM brazed joint increases first and then decreases with the increase in brazing temperature. The maximum shear strength of 494.83 MPa is obtained at 980 °C. The brittle fracture primarily occurs in the brazing seam near TNM side regardless of brazing temperature during shear test.

Key words: vacuum brazing; amorphous filler; brazing temperature; formation mechanism

Corresponding author: Li Xiaoqiang, Ph. D., Professor, National Engineering Research Center of Near-Net-Shape Forming for Metallic Materials, South China University of Technology, Guangzhou 510640, P. R. China, Tel: 0086-20-87111080, E-mail: lixq@scut.edu.cn