

一种钛基钎料钎焊 TiAl/GH536 的接头界面组织及性能

李小强¹, 娄立¹, 屈盛官¹, 杨超¹, 李力^{1,2}

(1. 华南理工大学 国家金属材料近净成形工程技术研究中心, 广州 510640; 2. 华东交通大学, 南昌 330013)

摘 要: 采用 Ti-Zr-Fe-Cu-Ni-Co-Mo 钎料实现了 TiAl 合金与 GH536 合金的有效钎焊连接. 运用 SEM, EDS, XRD 等手段对钎焊接头的界面组织进行了分析, 并检测了钎焊接头的抗剪强度. 结果表明, 钎焊接头的典型界面组织由 TiAl 合金一侧到 GH536 合金一侧包括 I 层 ($\text{Ti}_3\text{Al} + \text{TiAl}$)、II 层 (Al_3NiTi_2)、III 层 (以 AlNi_2Ti 为主, 并含有富铬 ($\text{Cr}, \text{Ni}, \text{Fe}$)_{SS}、富镍 ($\text{Cr}, \text{Ni}, \text{Fe}$)_{SS} 和 (Ni)_{SS} + TiNi_3) 和 IV 层 (以富铬 ($\text{Cr}, \text{Ni}, \text{Fe}$)_{SS} 为主, 并含有富镍 ($\text{Cr}, \text{Ni}, \text{Fe}$)_{SS}, AlNi_2Ti 和 (Ni)_{SS} + TiNi_3). 当钎焊时间为 10 min 时, 在 1 110 ~ 1 170 °C 的钎焊温度范围内, 随着钎焊温度的升高, 钎焊接头的抗剪强度先升高后降低. 钎焊温度对原子扩散和金属间化合物的形成有较大的影响, 较低或较高的温度都会导致接头强度偏低. 1 150 °C 钎焊 10 min 获得的接头抗剪强度最高, 为 183 MPa, 接头主要断裂在 II 层.

关键词: 钛铝合金; 镍基合金; 钎焊; 界面组织; 抗剪强度

中图分类号: TG 454

文献标识码: A

doi: 10.12073/j.hjxb.2019400267

0 序 言

TiAl 合金具有相对较低的密度、高比强度以及优异的抗氧化性能和良好的高温力学性能等优点, 被认为是理想的、具有广泛应用前景的新型轻质高温结构材料^[1-3]. 相比于镍基高温合金, TiAl 合金的密度仅只有一半, 且其比刚度和比强度均更高. 因此, TiAl 合金在代替镍基高温合金时, 具有明显优势. 但是单一采用 TiAl 合金加工整体构件非常困难且经济成本要高得多. 将 TiAl 合金与镍基高温合金连接到一起, 可以发挥两种材料在降低成本和提高性能上的优势互补, 以深化和拓展两种材料在航空航天等领域的应用.

由于 TiAl 合金具有明显的低温脆性和热裂倾向, 采用传统的熔化焊方法很难获得满意的连接接头. 扩散连接和钎焊方法被认为是实现 TiAl 合金自身及与其他材料连接较为有效的方法. 相比于扩散连接, 钎焊方法更有利于连接具有复杂形状的零部件, 且工艺方法简单. 已有研究多集中于 TiAl 合金与钢、钛合金的连接方面^[4-5], 李力等

人^[6]采用 Ti-25.65Zr-13.3Cu-12.35Ni-3Co-2Mo 非晶钎料真空钎焊 TiAl 合金, 获得了抗剪强度 211 MPa 的钎焊接头. 然而对更能发挥高温性能优势的 TiAl 合金与镍基高温合金接头的钎焊技术研究却鲜见报道. 陈波等人^[7]以 Ti-13Zr-21Cu-9Ni 钎料真空钎焊 Ti_3Al 基合金与 GH536 镍基高温合金, 钎焊接头组织中因形成了较多的 Ti-Ni, Ti-Fe 等金属间化合物而导致接头抗剪强度偏低, 仅为 86 MPa. 研究发现适当增加 Zr 含量和控制 Cu, Ni, Fe 元素含量可有效降低接头中金属间化合物的含量^[8-9]. 另外, 研究发现在 Ti-Zr-Cu-Ni 钎料中添加 Co, Mo 可改善 TiAl 钎焊接头的高温强度、抗蠕变能力和耐蚀性能^[10]. 为此, 文中研发了一种 Ti-30Zr-10Fe-5Cu-4Ni-3Co-2Mo 钎料用于钎焊 TiAl 合金与镍基高温合金, 并主要研究了相应钎焊工艺及其对钎焊接头的界面组织和力学性能的影响规律.

1 试验方法

试验用母材为 TiAl 合金和 GH536 镍基高温合金, 化学成分见表 1. 试验中使用的钎料的成分为 Ti-30Zr-10Fe-5Cu-4Ni-3Co-2Mo, 是经真空感应熔炼炉熔炼合金铸锭后, 再经高真空单辊旋淬系统快速凝固制备得到的约为 40 μm 厚箔带. 采用

收稿日期: 2018 - 09 - 06

基金项目: GF 基础科研计划资助项目 (No. JCKY2016603C003); 江西省教育厅科学技术研究资助项目 (GJJ170372); 华南理工大学国家金属材料近净成形工程技术研究中心开放基金资助项目 (2016005)

6 mm × 5 mm × 3 mm 的 TiAl 板材和 22 mm × 6 mm × 3 mm 的 GH536 板材进行钎焊试验, 钎焊面积为 6 mm × 5 mm. 焊前对待连接表面采用 360 ~ 800 目砂纸逐级打磨、丙酮中超声波清洗 15 min、无水乙醇清洗和吹干等处理. 钎焊在 HP-12 × 12 × 12 真空热压炉中进行, 真空度约为 1.33×10^{-2} Pa, 升温速率为 20 ℃/min, 钎焊温度为 1 110 ~ 1 170 ℃, 钎焊保温时间为 10 min, 最后随炉冷却. 钎焊时, 按

照 GH536/钎料/TiAl 顺序放入自制钎焊用夹具中, 如图 1 所示, 并施加一定压力以确保紧密接触. 钎焊接头的金相试样采用 6%HF + 31%HNO₃ + 63%H₂O 溶液进行腐蚀, 并借助扫描电镜 (SEM)、能谱 (EDS) 分析和 X 射线衍射 (XRD) 等手段进行钎焊接头的界面结构及相分析. 采用岛津 AG-X100KN 万能材料试验机进行钎焊接头的抗剪强度测试, 试验加载速率为 1 mm/min.

表 1 试验母材化学成分 (原子分数, %)
Table 1 Chemical compositions of parent materials

材料	Al	Ni	Cr	Ti	Nb	Fe	Co	Mo	W
TiAl	43.69	—	2.71	余量	2.38	—	—	—	—
GH536	0.40	余量	25.65	—	—	18.47	2.05	5.30	0.24

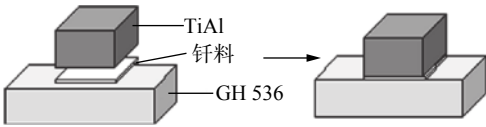


图 1 钎焊件装配示意图
Fig. 1 Schematic diagram of assembling brazing parts

2 试验结果与分析

2.1 钎焊接头典型界面组织

1 150 ℃ 保温 10 min 钎焊得到的接头组织如图 2 所示. 由图 2a 可以看出, 钎焊接头成形良好, 无气孔和微裂纹等缺陷. 界面组织分为明显的四个反应层: 靠近 TiAl 合金一侧的连续反应层为 I 层,

与 I 层相邻的较窄的反应层为 II 层, 焊缝中分布有锯齿形组织的反应层为 III 层, 邻近 GH536 合金一侧分布有岛状组织的反应层为 IV 层.

由图 2b 可知, TiAl 合金与钎缝之间形成了连续的约 17 μm 厚的界面反应 I 层, 此反应层的形成是实现 TiAl 合金与钎缝之间化学冶金连接的基础. II 层为连续的约 8 μm 厚的界面反应层. III 层与 IV 层均存在 4 种相同衬度的物相, III 层的灰黑色相紧连着 II 层呈连续状分布, 灰色相呈片状分布, 灰白色相呈块状分布, 浅灰色相呈小条状分布; 如图 2c 所示, IV 层的灰黑色相则呈块状分布, 灰色相紧连着 GH536 合金母材呈连续状和部分呈块状分布, 灰白色相为基底相, 浅灰色相呈网状和小条状分布.

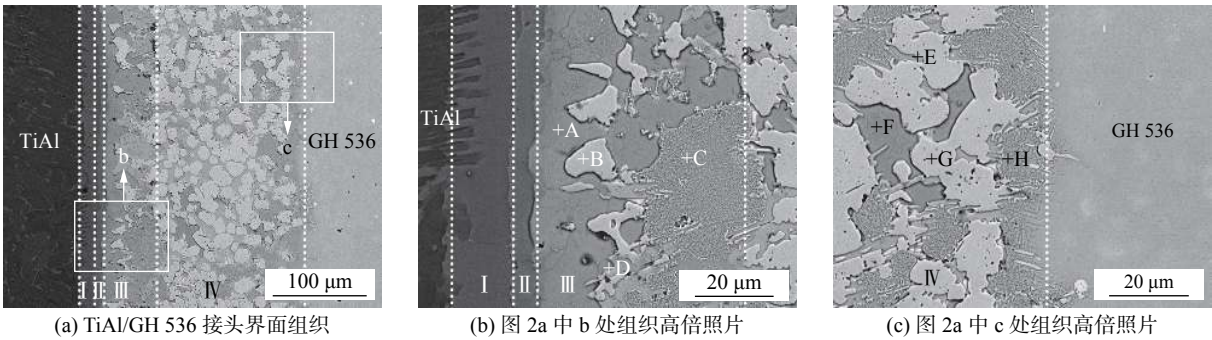


图 2 1 150℃ 钎焊 10 min 的 TiAl/GH536 接头典型界面组织
Fig. 2 Typical microstructure of TiAl/GH536 joint brazed at 1 150 ℃ for 10 min

为了确定各区域的组成相, 将不同颜色区域分别用大写字母表示, 如图 2 所示, 然后对其进行能谱分析, 其结果如表 2 所示. 由能谱结果可知, I 层主要由 Ti、Al 原子组成, 结合 Ti-Al 合金相图, 推测为 Ti₃Al(α₂) + TiAl(γ) 相. 根据能谱分析结果, 再结

合 Ti-Ni-Al 三元合金相图, 推断 II 层为 Al₃NiTi₂ 相, 即 τ₃ 相; III 层中的灰黑色相 A 和 IV 层中的灰黑色相 F 为 AlNi₂Ti 相, 即 τ₄ 相. III 层中的灰白色相 B 和 IV 层中的灰白色基底相 G 主要由 Cr, Fe, Ni 三种元素组成, 且 Cr, Fe, Ni 的原子比接近 2:1:1, 另

外还含有部分合金元素,推断为富铬 (Cr, Ni, Fe)_{SS} 相 (SS 表示固溶体). III层中的灰色相 C 和IV层中的灰色相 H 主要由 Ni, Cr, Fe 三种元素组成,且 Ni, Cr, Fe 的原子比接近 2:1:1,另外还含有部分合金元素,推断为富镍 (Cr,Ni,Fe)_{SS} 相. III层中的浅灰色相 D 和IV层中的浅灰色相 E 主要组成元素为 Ni,

并且含有较多的 Ti 合金元素,结合 Ti-Ni 合金相图,推断其为 (Ni)_{SS} + TiNi₃ 相. 由于 GH536 合金中含有 Cr, Fe 等合金元素,在钎焊过程中通过溶解、扩散进入钎缝,在钎缝的组成相中都固溶有一定量来自 GH536 母材的合金元素,如 Cr, Fe, Co 和 Mo 等.

表 2 图 2 中各层能谱 (EDS) 分析结果 (原子分数, %)

Table 2 EDS results of the spots in Fig. 2

位置	测量点	Ti	Al	Ni	Cr	Fe	Zr	Cu	Nb	Co	Mo	可能相
I		56.86	34.23	1.64	3.25	1.36	0.00	0.00	2.47	0.15	0.04	Ti ₃ Al + TiAl
II		33.75	38.90	17.70	3.28	3.53	0.00	0.36	1.94	0.43	0.11	Al ₃ NiTi ₂
III	A	19.39	20.35	48.25	3.85	5.16	0.91	0.26	0.10	1.46	0.27	AlNi ₂ Ti
	B	3.42	2.14	19.14	40.61	20.53	0.00	0.10	0.00	2.01	12.05	富铬(Cr,Ni,Fe) _{SS}
	C	7.37	4.33	41.36	20.06	21.35	0.18	0.42	0.20	2.05	2.68	富镍(Cr,Ni,Fe) _{SS}
	D	16.65	5.01	61.88	4.71	7.14	1.30	0.45	0.55	1.71	0.60	(Ni) _{SS} + TiNi ₃
IV	E	18.37	4.15	63.39	3.81	5.96	1.28	0.69	0.23	1.74	0.38	(Ni) _{SS} + TiNi ₃
	F	18.44	18.44	48.91	4.79	5.71	0.89	0.50	0.34	1.45	0.53	AlNi ₂ Ti
	G	3.50	1.77	18.57	41.01	22.16	0.19	0.04	0.09	1.82	10.85	富铬(Cr,Ni,Fe) _{SS}
	H	6.02	4.42	41.29	21.80	20.34	0.10	0.40	0.12	2.13	3.38	富镍(Cr,Ni,Fe) _{SS}

2.2 钎焊温度对界面组织的影响

图 3 为不同温度钎焊 10 min 所得到的接头组织. 当钎焊温度为 1 110 ℃ 时,可以看到,钎缝区存

在较多的微裂纹,如图 3a 所示. 这主要是由于钎缝区两侧组织显著的不均匀性、较多金属间化合物相的生成以及钎焊冷却过程中的热应力所造成的. 靠

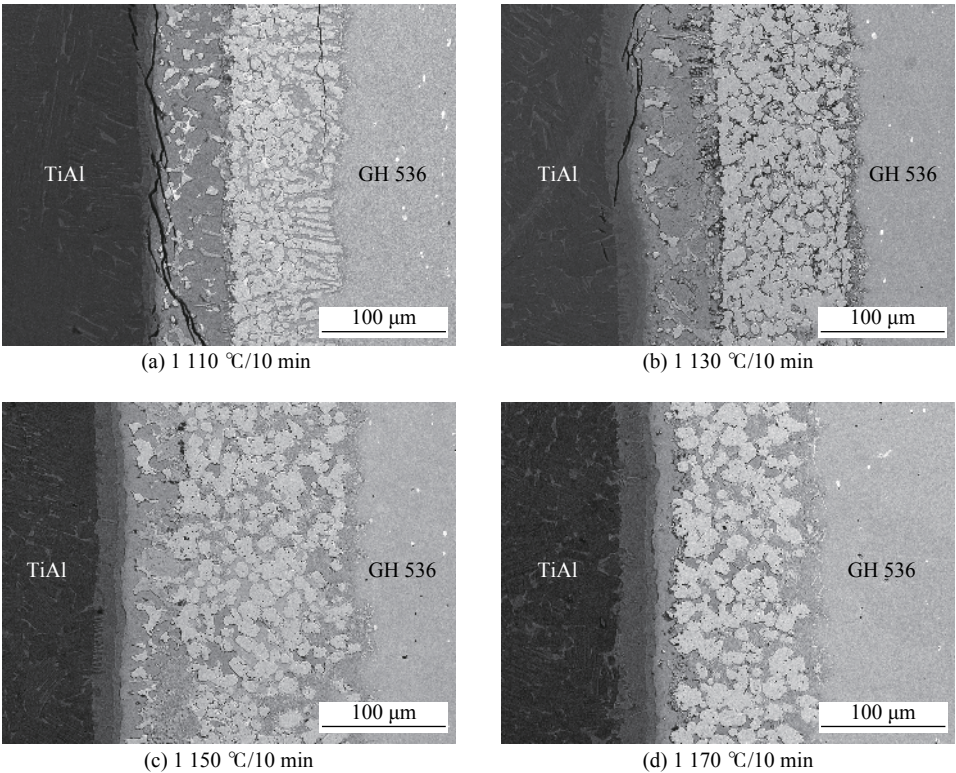


图 3 钎焊温度对 TiAl/GH536 接头界面组织的影响

Fig. 3 Effect of brazing temperature on microstructure of TiAl/GH536 joints brazed for 10 min

近 TiAl 合金界面处, Ti 与 Al 原子相互扩散, 形成一层较薄的由 $\alpha_2 + \gamma$ 相组成的界面反应 I 层. 由于 Ni 原子在 Ti_3Al 中的固溶度小, 因此, 钎料中的 Ni 原子以及从 GH536 合金母材侧扩散来的 Ni 原子在 I 层远离 TiAl 合金母材侧生成少量 τ_3 相, 即 II 层. 而钎缝中心区域则主要由 τ_4 相、富铬 $(\text{Cr}, \text{Ni}, \text{Fe})_{\text{SS}}$ 和 $(\text{Ni})_{\text{SS}} + \text{TiNi}_3$ 相组成. 钎缝不同区域组织的差异主要是由钎焊过程中原子扩散的浓度梯度所引起的. 靠近 TiAl 合金母材一侧含有 Ti, Al 原子较多, Cr, Fe, Ni 原子相对较少, 生成较多 $\alpha_2 + \gamma$ 、 τ_3 和 τ_4 相; 而靠近 GH536 合金母材一侧则含有较多 Cr, Fe, Ni 原子, 而 Ti, Al 原子相对较少, 从而生成较多富铬 $(\text{Cr}, \text{Ni}, \text{Fe})_{\text{SS}}$ 和 $(\text{Ni})_{\text{SS}} + \text{TiNi}_3$ 相. 当钎焊温度升至 1 130 °C 时, 钎缝区仍存在少量的微裂纹; 钎缝中的富铬 $(\text{Cr}, \text{Ni}, \text{Fe})_{\text{SS}}$ 和富镍 $(\text{Cr}, \text{Ni}, \text{Fe})_{\text{SS}}$ 数量明显增多, $(\text{Ni})_{\text{SS}} + \text{TiNi}_3$ 相数量减少, 如图 3b 所示. 钎焊温度进一步升高 (1 150 °C 和 1 170 °C), 钎缝区并未产生明显的微裂纹; 钎缝中的 τ_4 相数量显著减少, 富铬 $(\text{Cr}, \text{Ni}, \text{Fe})_{\text{SS}}$ 和富镍 $(\text{Cr}, \text{Ni}, \text{Fe})_{\text{SS}}$ 组织变得粗大, 呈岛状较均匀分布,

如图 3c、图 3d 所示. 这是由于随着钎焊温度的升高, GH536 合金母材一侧通过扩散、溶解进入钎缝中心部位的 Cr, Fe 原子数量增多, 与 Ni 原子反应生成较多的富铬 $(\text{Cr}, \text{Ni}, \text{Fe})_{\text{SS}}$ 和富镍 $(\text{Cr}, \text{Ni}, \text{Fe})_{\text{SS}}$, 导致 τ_4 相和 $(\text{Ni})_{\text{SS}} + \text{TiNi}_3$ 相数量减少. 综上所述可以看出, 钎缝中 Cr, Fe 等元素的含量及分布是影响钎缝组织的重要因素之一.

2.3 钎焊温度对钎缝和界面反应层厚度的影响

图 4 所示为钎焊保温 10 min 时, 钎缝厚度及界面反应层厚度随钎焊温度变化曲线. 由图 4a 可以看出, 随着钎焊温度的升高, 钎缝厚度先增加后减小. 当钎焊温度为 1 150 °C 时, 钎缝厚度达到最大值, 约为 210 μm . 当钎焊温度进一步升高到 1 170 °C 时, 钎缝厚度反而减小, 约为 170 μm . 通常钎缝厚度受两个因素控制: ①两侧母材向钎缝的溶解, 使钎缝厚度增加; ②钎料的流失, 使钎缝厚度减小^[11]. 当钎焊温度低于 1 150 °C 时, 第一个因素起主要作用, 钎缝厚度增加. 随着钎焊温度的升高, Ti-Zr 基钎料熔化后形成的液相流动性不断增强, 第二个因素开始起主要作用, 以致钎缝厚度开始减小.

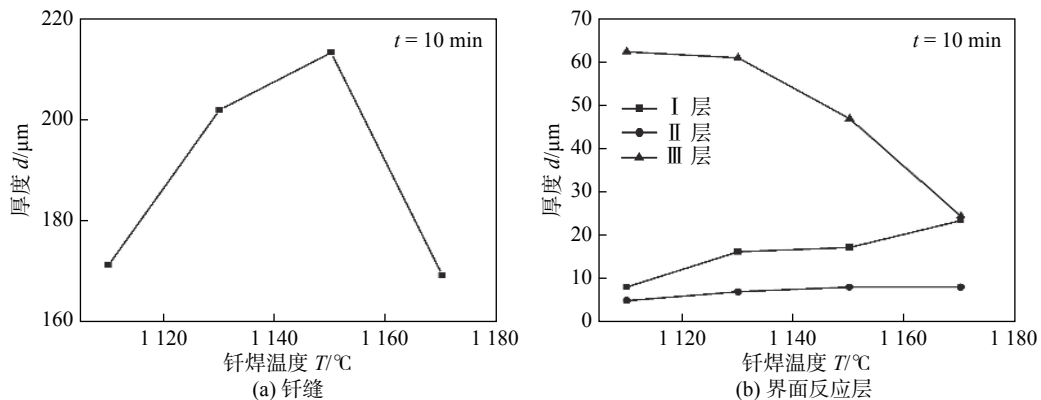


图 4 钎焊温度对钎缝厚度和界面反应层厚度的影响

Fig. 4 Effect of brazing temperature on the thickness of brazing seam and reaction layer

由图 4b 可知, 随着钎焊温度的升高, I 层和 II 层厚度均逐渐增加, 当钎焊温度升高到 1 150 °C 以后, II 层厚度基本保持不变; 而 III 层中的 τ_4 相厚度则逐渐减小. 这是由于钎焊温度较低 (1 110 °C 和 1 130 °C), Al 原子主要偏聚在 TiAl 合金与钎缝界面处, 与钎料中的 Ti 原子发生反应生成较薄的 I 层, 同时有较多的 Ni 原子从 GH536 合金母材中通过扩散、溶解进入钎缝, 在 I 层远离 TiAl 合金母材侧分别形成了较薄的 II 层和 III 层中较厚的 τ_4 相; 当钎焊温度进一步升高 (1 150 °C 和 1 170 °C), TiAl

合金母材中通过扩散、溶解进入钎缝的 Al 原子数量增多, 与 Ti 原子发生反应生成较多的 $\alpha_2 + \gamma$ 相, 导致 I 层厚度逐渐增加; 同时较多的 Cr, Fe 原子从 GH536 合金母材中扩散、溶解进入钎缝, 在 III 层中 τ_4 相远离 TiAl 合金母材侧富集, 从而生成了较多富铬 $(\text{Cr}, \text{Ni}, \text{Fe})_{\text{SS}}$ 和富镍 $(\text{Cr}, \text{Ni}, \text{Fe})_{\text{SS}}$, 导致 τ_4 相厚度大幅度减小; 而随着钎焊温度的升高, Al 原子与 Ti, Ni 原子不断发生反应生成新的 τ_3 相, 因而 II 层厚度相应增加, 直到钎焊温度升高到 1 150 °C 以后, 基本不再有新的 τ_3 相生成. 综上所述可以看出,

钎缝中 Al 元素的含量及分布也是影响钎缝组织的重要因素之一。

2.4 钎焊接头力学性能分析

图 5 所示为钎焊保温 10 min 时钎焊温度对接头抗剪强度的影响。由图可知,随着钎焊温度的升高,抗剪强度先升高后降低。当钎焊温度为 1 150 ℃ 时,接头抗剪强度最高,为 183 MPa。当钎焊温度较低 (1 110 ℃) 时,钎缝、I 层和 II 层的厚度较小,说明界面反应不充分,没有形成良好的冶金结合;但是 III 层中的 τ_4 相厚度较大,因形成较多金属间化合物导致钎缝出现微裂纹,在剪切试验过程中这些微裂纹会引起应力集中区产生并作为裂纹源,钎焊接头极易从此处开裂,使得接头强度偏低。当钎焊温度升高到 1 130 ℃ 时,钎缝厚度大幅度增加, I 层和 II 层厚度也有所增加,而 III 层中的 τ_4 相厚度减小,钎缝区的微裂纹明显减少,说明界面反应较为充分,接头强度得到了明显的提高。当钎焊温度继续升高 (1 150 ℃),钎缝、I 层和 II 层厚度继续增加,而 III 层中的 τ_4 相厚度则大幅度减小,由于钎焊温度比较合适,钎缝中并未产生明显的微裂纹,生成了厚度适中的金属间化合物层,钎焊接头的抗剪强度达到最大值。钎焊温度进一步升高到 1 170 ℃ 时,钎缝厚度发生明显减小,而 I 层厚度则明显增加,过高的钎焊温度导致钎料流失以及较多的 Ti_3Al 金属间化合物的形成,以致界面的冶金结合

效果变差,接头强度相应降低。

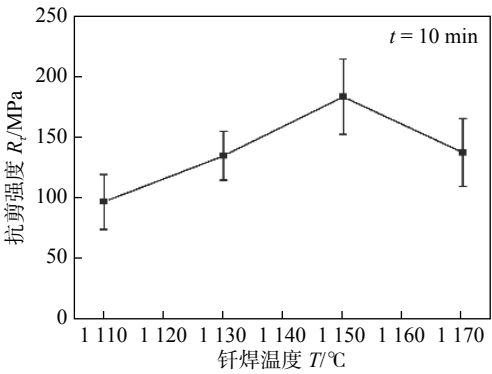


图 5 钎焊温度对钎焊接头抗剪强度的影响
Fig. 5 Effect of brazing temperature on shear strength of the joint

图 6 显示了 1 150 ℃ 保温 10 min 所得接头的剪切断裂路径和断口形貌。从图 6a 可以看出,钎焊接头主要断裂在 I 层和 III 层之间,裂纹起源于 II 层,而后逐渐扩展到 I 层和 III 层。表 3 是图 6b 中 A ~ C 标识点的 EDS 分析结果。可知断口表面主要物相是 Al_3NiTi_2 金属间化合物,即 τ_3 相。钎焊接头断口表面的 X 射线衍射图谱 (如图 7) 显示 Al_3NiTi_2 金属间化合物的衍射峰峰值远高于其他物相的峰值,说明断口表面上的 Al_3NiTi_2 金属间化合物的含量远多于其他合金化合物,钎焊接头在抗剪强度试验过程中,裂纹主要沿着 Al_3NiTi_2 金属间化合物扩展。

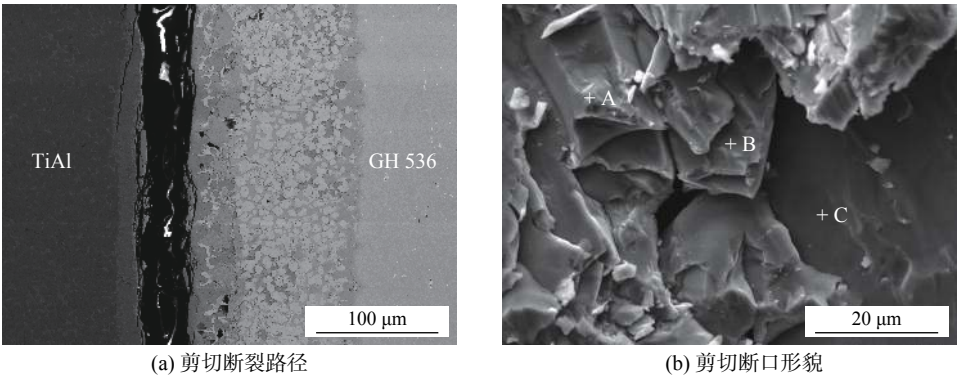


图 6 1 150 ℃ 钎焊 10 min 的接头剪切断裂路径和断口形貌
Fig. 6 Shear fracture path and fracture morphology of the joint brazed at 1 150 ℃ for 10 min

表 3 图 6 中 A ~ C 各点能谱分析结果 (原子分数, %)

Table 3 EDS result of each spot in Fig. 6

位置	Ti	Al	Ni	Cr	Fe	Zr	Cu	Nb	Co	Mo	可能相
A	20.54	29.02	40.21	2.83	3.92	1.22	0.00	0.47	1.36	0.43	$AlNi_2Ti$
B	29.90	40.56	16.40	4.47	4.95	0.36	0.34	2.05	0.48	0.49	Al_3NiTi_2
C	47.78	29.02	14.26	3.58	2.94	0.00	0.45	1.34	0.63	0.00	$Ti_3Al + Al_3NiTi_2$

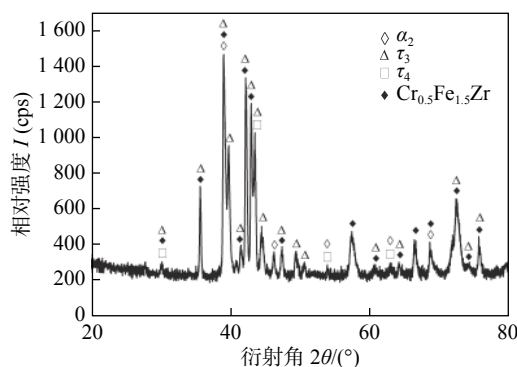


图 7 1 150 °C 钎焊 10 min 的接头剪切断面 XRD 图
Fig. 7 XRD patterns of the shear fracture surface of the joint brazed at 1 150 °C for 10 min

3 结 论

(1) 采用 Ti-Zr-Fe-Cu-Ni-Co-Mo 钎料实现了 TiAl 合金与 GH536 合金的有效钎焊连接。

(2) 当钎焊温度为 1 150 °C、保温 10 min 时, 钎焊接头的界面组织由 TiAl 合金一侧到 GH536 合金一侧可以分为 I 层 ($\text{Ti}_3\text{Al} + \text{TiAl}$)、II 层 (Al_3NiTi_2)、III 层 (以 AlNi_2Ti 为主, 并含有富铬 (Cr , Ni , Fe)_{SS}、富镍 (Cr , Ni , Fe)_{SS} 和 (Ni)_{SS} + TiNi_3) 和 IV 层 (以富铬 (Cr , Ni , Fe)_{SS} 为主, 并含有富镍 (Cr , Ni , Fe)_{SS}, AlNi_2Ti 和 (Ni)_{SS} + TiNi_3) 四个反应层。钎焊接头主要断裂在 II 层, 裂纹起源于 II 层且主要沿着 Al_3NiTi_2 金属间化合物扩展, 同时有部分裂纹扩展到 I 层和 III 层。

(3) 当钎焊保温时间为 10 min 时, 在 1 110 ~ 1 170 °C 钎焊温度范围内, 随着钎焊温度的升高, 钎缝厚度先增加后减小; I 层和 II 层厚度均逐渐增加, 当钎焊温度升高到 1 150 °C 以后, II 层厚度基本保持不变; III 层中的 τ_4 相厚度则逐渐减小。随着钎焊温度的升高, 接头的抗剪强度先升高后降低; 1 150 °C 钎焊 10 min 获得的接头的抗剪强度最高, 为 183 MPa。

参考文献:

- [1] 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.
- [2] Zhang T, Yang X, Miao K, *et al.* Microstructure evolution and brazing mechanism of $\text{Ti}_5\text{Si}_3/\text{Ti}_3\text{Al}$ composite and Ni-based su-

peralloy joints using Ti-Zr-Cu-Ni filler alloy[J]. *Materials Science & Engineering A*, 2017, 713: 28 – 34.

- [3] 李 力, 李小强, 李志锋, 等. Ti-Zr-Cu-Ni-Co-Mo 钎料的特性及其钎焊 γ -TiAl 接头的研究 [J]. *稀有金属材料与工程*, 2017, 46(8): 2214 – 2219.

Li Li, Li Xiaoqiang, Li Zhifeng, *et al.* Characterization of Ti-Zr-Cu-Ni-Co-Mo filler and brazed γ -TiAl joint[J]. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2017, 46(8): 2214 – 2219.

- [4] Liu Xu, Huang Xiaomeng, Ma Huibin, *et al.* Microstructure and properties of the joints of ZrO_2 ceramic/stainless steel brazed in vacuum with AgCuTi active filler metal[J]. *China Welding*, 2018, 27(2): 56 – 60.

- [5] 卞 红, 田 晓, 冯吉才, 等. TC4/Ti60 合金钎焊接头界面组织及力学性能 [J]. *焊接学报*, 2018, 39(5): 33 – 36, 68.

Bian Hong, Tian Xiao, Feng Jicai, *et al.* Microstructure and properties of TC4/Ti60 brazed joints[J]. *Transactions of the China Welding Institution*, 2018, 39(5): 33 – 36, 68.

- [6] Li L, Li X, Hu K, *et al.* Effects of brazing temperature and testing temperature on the microstructure and shear strength of γ -TiAl joints[J]. *Materials Science & Engineering A*, 2015, 634: 91 – 98.

- [7] 陈 波, 熊华平, 毛 唯, 等. 采用 Ti-Zr-Cu-Ni 真空钎焊 $\text{Ti}_3\text{Al}/\text{Ti}_3\text{Al}$ 和 $\text{Ti}_3\text{Al}/\text{GH536}$ 接头组织及性能 [J]. *航空材料学报*, 2010, 30(5): 35 – 38.

Chen Bo, Xiong Huaping, Mao Wei, *et al.* Microstructures and properties of $\text{Ti}_3\text{Al}/\text{Ti}_3\text{Al}$ and $\text{Ti}_3\text{Al}/\text{GH536}$ joints using Ti-Zr-Cu-Ni brazing filler[J]. *Journal of Aeronautical Materials*, 2010, 30(5): 35 – 38.

- [8] Lee M K, Lee J G. Mechanical and corrosion properties of Ti –6Al –4V alloy joints brazed with a low-melting-point 62.7Zr–11.0Ti–13.2Cu–9.8Ni–3.3Be amorphous filler metal[J]. *Materials Characterization*, 2013, 81(4): 19 – 27.

- [9] Ye L, Xiong H P, Huai J F, *et al.* Microstructures of the TiAl joints brazed with Ti-Zr-based filler metals[J]. *Welding in the World Le Soudage Dans Le Monde*, 2014, 59(2): 201 – 208.

- [10] Wang Y, Qiu Q, Yang Z, *et al.* Microstructure evolution and mechanical properties of Ti–43Al–9V–0.3Y alloy joints brazed with Ti–Zr–Ni–Cu + Mo composite filler[J]. *Advanced Engineering Materials*, 2016, 18(6): 944 – 952.

- [11] 李海新, 林铁松, 何 鹏, 等. TiAl 与 Ni 基合金接触反应钎焊接头界面组织及性能 [J]. *稀有金属材料与工程*, 2012, 41(11): 1945 – 1949.

Li Haixin, Lin Tiesong, He Peng, *et al.* Interfacial structure and properties of reactive brazing joints of TiAl/Ni-based alloy[J]. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2012, 41(11): 1945 – 1949.

第一作者简介: 李小强, 男, 1972 年出生, 博士, 教授, 博士研究生导师。主要从事粉末冶金、硬质合金和异种金属连接方面的科研和教学工作。发表论文 130 余篇。Email: lixq@scut.edu.cn