

基于 Zr-Ni-Cu-Ti-Zr 中间层的 Ti₂AlNb/GH4099 的原位反应钎焊接头显微组织和力学性能分析

宋昕怡¹, 钟素娟¹, 秦建¹, 孙逸翔¹, 马运五², 朱宏涛¹

(1. 中国机械总院集团郑州机械研究所有限公司 高性能新型焊接材料全国重点实验室,河南 郑州 450001)

(2. 上海交通大学 上海市复杂薄板结构数字化制造重点实验室,上海 200240)

摘要: 采用 Zr-Ni-Cu-Ti-Zr 复合中间层进行了 Ti₂AlNb 合金和镍基高温合金 GH4099 原位反应真空钎焊连接, 并观察了钎焊接头的界面组织及断口形貌, 分析了接头界面组织的演变过程。结果表明, 钎焊接头的典型界面组织为 Ti₂AlNb/B2+O+ β (Ti,Nb)+ α -Zr+Zr₂Ni+(Ti,Zr)₂(Cu,Ni)/(Ti,Zr)(Cu,Ni)/Ti₃Al+(Ni,Cr)_{ss}/GH4099。随着钎焊温度的升高, 母材侧的反应层厚度增加, (Ti,Zr)₂(Cu,Ni) 金属间化合物聚集在界面两侧形成连续相, 钎缝和母材界面处萌生裂纹并扩展, 导致接头强度下降。在 920 °C/15 min 钎焊工艺参数下, 所得接头的抗剪强度最大为 171.87 MPa。接头断裂模式为脆性断裂, 断口主要由 (Ti,Zr)₂(Cu,Ni) 和 (Ti,Zr)(Cu,Ni) 脆性金属间化合物组成。

关键词: Ti₂AlNb 合金; 镍基高温合金; 真空钎焊; 界面组织; 力学性能

中图法分类号: TG454

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2025)11-2861-09

1 引言

高温合金是以 Fe、Co、Ni 元素为基体元素的一类金属材料, 具有优异的高温性能, 包括高温强度、抗蠕变性和抗氧化性, 因此广泛应用于航空航天、能源和化工等行业^[1-2]。据统计, 航空发动机材料中高温合金用量占了 40%~60%^[3], 其中镍基高温合金超 80%。GH4099 是典型的镍基高温合金, 常用于发动机的燃烧室、涡轮叶片和涡轮盘等高温部件^[4]。然而 GH4099 合金的密度较高, 导致部件重量增加、工作效率降低, 难以满足航空航天新材料的未来轻量化需求。TiAl 合金具有良好的综合性能, 是具有应用前景的理想材料。Ti₂AlNb 合金是一种新型 Ti-Al 系金属间化合物, 长期使用温度可达 650~700 °C, 具有密度低、比强度高、高温性能好等优点, 是最具潜力的新型航空航天用轻质高温结构材料之一^[5-6], 然而 Ti₂AlNb 合金仍存在一些性能方面的问题, 在 1000 °C 以上使用的高温部件具有相对较低的高温强度以及抗氧化性不足^[7]。因此, 镍基高温合金与 Ti₂AlNb 合金结合使用, 在减重的同时还兼具更优异的综合性能, 在提高推重比、实现轻量化方面具有重要价值。

当前 GH4099 与 Ti₂AlNb 合金连接还存在一些问题。一方面, GH4099 与 Ti₂AlNb 的热膨胀系数相差较大, 这

种差异会导致焊接接头中产生残余应力, 对接头强度造成不良影响; 另一方面, Ti 元素和 Ni 元素的化学亲和力较强, 接头中容易形成 Ni-Ti、Al-Ni-Ti 等金属间化合物^[8], 导致接头脆化, 降低力学性能。由于 TiAl 基合金具有裂纹敏感性和室温脆性的缺点^[9], 常规焊接方法难以实现 Ti₂AlNb 合金自身或与其它合金的焊接。钎焊技术方便、成本低、接头形状和尺寸灵活以及接头质量好, 是连接 Ti₂AlNb 和镍基高温合金的合适方法^[10-11]。Li 等^[12-13]分别采用添加 Cu 中间层的 TiNiSi 钎料和 BNi-2 钎料钎焊 C/C 复合材料与 TiAl 合金, 添加 Cu 中间层可以调节界面结构, 减少脆性化合物的含量, 有利于接头连接。Lu 等^[14]使用 Ti-Si、Ti-Cr 钎料高温钎焊 TZM 合金与石墨, 使用 Ti-8.5Si、Ti-33Cr 钎料钎焊 TZM/石墨时, 在 TZM 侧形成 Ti-Mo 固溶体以及在石墨侧形成 TiC 反应层, 从而获得冶金反应。李力等^[15]采用 Ti-Zr-Cu-Ni-Co-Mo 非晶钎料真空钎焊连接 TC4 和 TNM 合金, 粗针状 ($\alpha+\beta$)-Ti 组织韧性差易产生裂纹, 钎焊接头倾向脆性断裂于 TNM 合金侧钎缝中。Xia 等^[16]采用 TiZrCuNi 非晶钎料实现了 TiAl 金属间化合物/GH3030 的连接, 由于晶格结构和硬度不匹配, 接头均在 Al₃(Cu,Ni)Ti₂/Al(Cu,Ni)₂Ti 的界面处断裂。胡胜鹏等^[17]采用非晶态 BNi-2 钎料开展 GH3536 与高铌 TiAl 合金的钎焊试验, 在 1160 °C/10 min 钎焊条

收稿日期: 2024-11-09

基金项目: 国家重点研发计划(2022YFB3402200); 河南省重点研发项目(241111233300)

作者简介: 宋昕怡, 女, 2000 年生, 硕士生, 中国机械总院集团郑州机械研究所有限公司高性能新型焊接材料全国重点实验室, 河南 郑州 450001, E-mail: sxy01616@163.com

件下获得良好接头,但钎料使用温度较高,接头最大室温剪切强度仅为 106.8 MPa。异质材料连接时难以找到合适的钎料,利用原位反应在钎焊过程中合成复合钎料增强相,可以避免界面结合不良,实现异质材料的有效连接^[18]。郑州机械研究所龙伟民团队利用原位合成技术,设计了原位合成多种高强韧钎料的方法,如使用 AgCu/ZnCu/AgCu 复合焊片在钎焊过程中原位生成 AgCuZn 合金^[19],使用 AlSi-CuAl 复合焊丝在钎焊过程中原位合成 Al-Si-Cu 钎料^[20],为高强度难成形钎料的应用提供了新思路。Liu 等^[21]采用原位合成法设计了 Ni/Cu/AgCuNiMn 高镍钎料,并开展 WC-6Co 与 In718 合金的钎焊试验,结果表明界面结合强度提高,平均抗拉强度提高了 32.4%。钟志宏等^[22]在 Ag-Cu-Ti 钎料中加入 B₄C 陶瓷颗粒,强化钎料基体并细化钎缝组织,添加量为 1% 时 B₄C 可缓解接头热膨胀系数差异及提高钎缝强度。目前关于 Ti₂AlNb 合金和镍基高温合金的钎焊研究较少,在钎焊工艺参数、接头物相表征和形成机制等方面需要进一步研究,提升 Ti₂AlNb/GH4099 接头质量,促进 Ti₂AlNb 合金与镍基高温合金在航空航天领域的应用。

本研究采用原位合成钎料法,通过在 Ti₂AlNb 与 GH4099 合金之间加入 Zr-Ni-Cu-Ti-Zr 复合中间层,减少金属间化合物生成的同时,提高接头的强度。分析钎焊接头界面微观组织及接头性能,并研究了钎焊温度对接头界面组织和接头力学性能的影响。

2 实验

本试验采用的母材为 Ti₂AlNb 合金与镍基高温合金 GH4099,其化学成分如表 1 与表 2 所示。所用中间层有锆、镍、铜、钛纯金属箔,其中镍箔、铜箔、钛箔厚度均为 10 μm,锆金属箔厚度为 30 μm。将 Ti₂AlNb 合金板和 GH4099 合金板均切割成 10 mm×10 mm×10 mm 的正方体试样,将各金属箔剪成与待焊母材同样尺寸的箔片备用。待焊试样表面用 240#、400# 和 800# 金相砂纸逐级打磨平整,随后将待焊试样及锆、镍、铜、钛纯金属箔在丙酮溶液中超声清洗 15 min,清洗完成后取出烘干。待焊试样和中间层按照 Ti₂AlNb/Zr/Ni/Cu/Ti/Zr/GH4099 顺序装配好,如图 1 所示。将装配好的试样移入真空钎焊炉中进行钎焊,真空中度约为 8.0×10⁻³ Pa。钎焊参数选择为 900、920、940、960 和 980 °C 5 种钎焊温度,保温时间为 15 min。钎焊工艺曲线如图 2 所示,首先以 10 °C/min 的升温速率从室温升温至 400 °C,保温 5 min;随后以 10 °C/min 的升温速率从 400 °C 升温至 700 °C,保温 10 min;再以 10 °C/min 的升温速率升温至目标钎焊温度,保温 15 min;最后试样随炉冷却至室温。采用配有能谱仪(EDS)的扫描电镜对钎焊接头的显微组织、断口形貌以及断裂路径进行观察,采用 X 射线衍射仪(XRD)对断口进行 XRD 分

表 1 Ti₂AlNb 的主要化学成分Table 1 Main chemical composition of Ti₂AlNb (wt%)

Ti	Al	Nb
45.65	12.67	41.68

表 2 GH4099 的主要化学成分

Table 2 Main chemical composition of GH4099 (wt%)

Ni	Cr	Co	W	Mo	Al	Ti	Bal.
61.92	14.40	6.53	5.69	3.65	1.87	1.18	<0.1

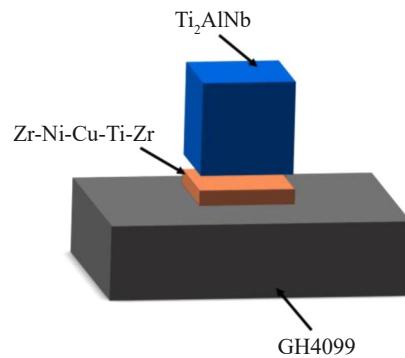


图 1 钎焊装配示意图

Fig.1 Schematic diagram of brazing assembly

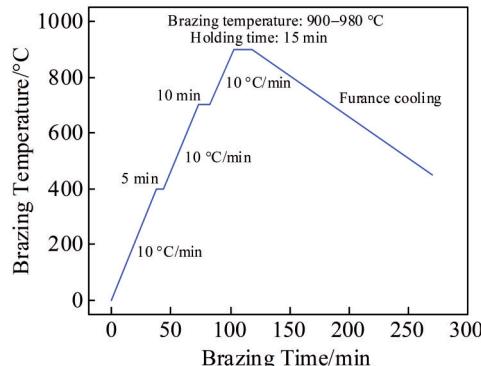


图 2 钎焊工艺加热曲线图

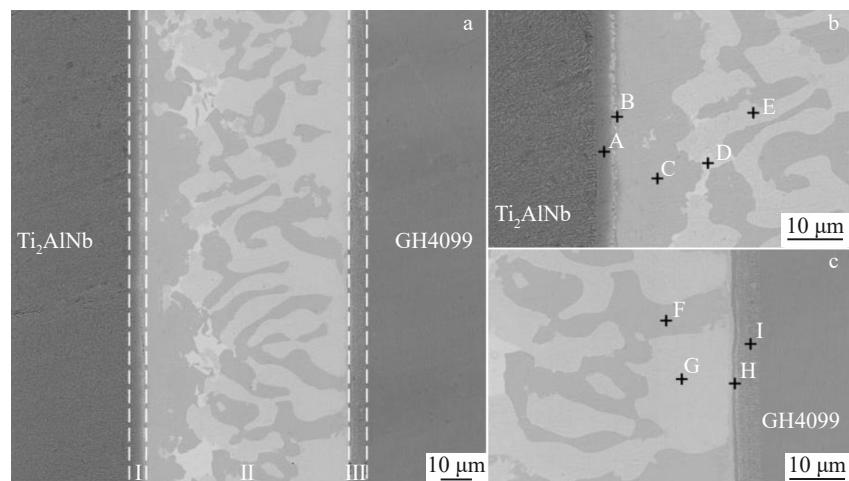
Fig.2 Heating curve for brazing process

析。用维氏硬度计测试接头显微硬度,载荷选用 100 g 保持 15 s。在万能试验机上对接头进行剪切试验,每组测试 5 个试样,剪切强度取平均值。

3 结果与分析

3.1 钎焊接头界面微观组织分析

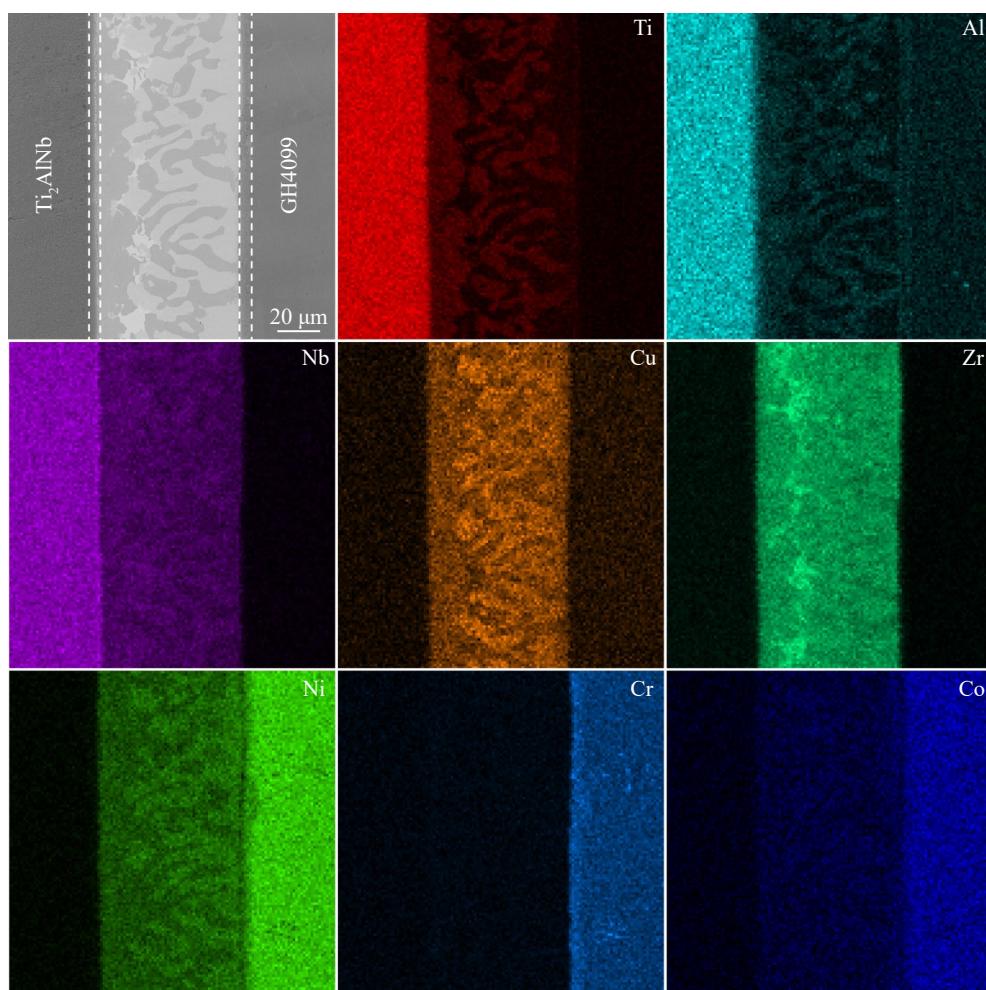
图 3 是 ZrNiCuTiZr 中间层在钎焊温度为 920 °C、保温 15 min 条件下得到的 Ti₂AlNb/GH4099 接头界面微观组织,图 3b、3c 为所选焊缝区域的放大图像。由图 3a 可知,钎料熔化后充分铺展,钎缝宽度约为 76 μm,小于箔层的厚度。整个接头可以分为 3 个区域,I 区和 III 区分别是 Ti₂AlNb 合金和 GH4099 合金侧的扩散反应层,I 区为

图3 Ti_2AlNb /GH4099接头界面组织($920\text{ }^\circ\text{C}/15\text{ min}$)Fig.3 Interfacial microstructures of Ti_2AlNb /GH4099 joint after brazing at $920\text{ }^\circ\text{C}$ for 15 min

连续的灰色层,靠近钎缝侧有一条灰白色的条带层,III区呈现出细条纹状。II区是钎料合金凝固区,基体为浅灰色相,分布着大小不一的深灰色块状相。

为了研究各元素在接头中的整体分布以及扩散情

况,对接头进行EDS元素面扫描分析,其结果如图4所示。从图4可以看出,II区主要包含元素Ti、Al、Nb、Cu、Zr、Ni,其中Ti、Al、Nb元素是由 Ti_2AlNb 母材向钎缝界面扩散,Al元素的扩散程度更大。Cu和Zr元素是钎料合

图4 Ti_2AlNb /GH4099接头EDS元素面扫描结果($920\text{ }^\circ\text{C}/15\text{ min}$)Fig.4 EDS element mappings of Ti_2AlNb /GH4099 joint after brazing at $920\text{ }^\circ\text{C}$ for 15 min

金成分且富集在钎缝中,Cu 向两侧母材有少量扩散,而 Zr 原子半径大,通过热运动进行强烈扩散的难度较大^[23]。此外,Al 元素只存在于 II 区的深灰色块状相中,Ti 元素在 II 区深灰色相中的含量高于浅灰色相。III 区主要包含 Ni、Cr、Co 元素,Ni 和 Co 元素由 GH4099 母材向钎缝中扩散,Co 在钎缝中的含量极少;Cr 在钎缝中无扩散,在 III 区含量高。Ti 和 Nb 元素在 I 区含量较高,Ni、Zr、Cu 元素在钎缝中整体较分布均匀,且 Zr 元素在亮白色区域含量显著。钎焊接头中各元素的分布可以说明母材与钎料之间扩散充分。

进一步分析和确定各接头界面组织,对图 3 中各位置进行了能谱分析,其结果如表 3 所示。对焊缝进行 X 射线衍射分析,其结果如图 5 所示。由表 3 可知,A 点中含有 Ti、Al、Nb 3 种元素,与 Ti_2AlNb 母材 B2 相和 O 相相近^[24]。B 点主要含 Ti 和 Nb 元素,由于 Nb 元素是强 β 稳定元素,它们倾向于形成 β 基体,结合 X 射线衍射分析(图 5)和相关文献[25],推测 B 点为 $\beta(Ti,Nb)$ 相。C 点中 Ti 和 Zr 的原子比与 Ni 和 Cu 的原子比接近 2:1,F 点和 C 点的元素含量相近;由 Ti-Zr-Cu 和 Ti-Zr-Ni 三元相图^[26]可知,Ti 与 Zr 互溶,Cu 与 Ni 可互溶,因此,推测 C 点和 F 点为

$(Ti,Zr)_2(Cu,Ni)$ 相^[9]。D 点中 Zr 元素富集, β -Zr 在降温过程中发生 β -Zr $\rightarrow\alpha$ -Zr+ Zr_2Ni , α -Zr 固溶了 Ni 和 Cu。E 点和 G 点含有 Ti、Zr、Cu、Ni 4 种元素,Ti、Zr 原子比与 Cu、Ni 原子比接近 1:1,因此 E 点和 G 点可认为是 $(Ti,Zr)(Cu,Ni)$ 相。H、I 点为 GH4099 侧扩散反应层,Ni 和 Cr 元素含量最高,结合 Ni-Cr 二元相图和 X 射线衍射分析(图 5),可推断 H 点为富含 Zr 和 Al 的 $(Ni,Cr)_{ss}$ 和 I 点为富含 Al 的 $(Ni,Cr)_{ss}$ ^[27]。综上所述,使用 $ZrNiCuTiZr$ 中间层钎焊连接 $Ti_2AlNb/GH4099$ 接头的典型界面组织为: $Ti_2AlNb/B2+O+\beta(Ti,Nb)+\alpha-Zr+Zr_2Ni+(Ti,Zr)_2(Cu,Ni)/(Ti,Zr)(Cu,Ni)/Ti_3Al+(Ni,Cr)_{ss}/GH4099$ 。

3.2 钎焊温度对接头界面组织的影响

图 6 为保温时间为 15 min、在不同钎焊温度下连接 Ti_2AlNb 和 GH4099 合金的接头界面微观组织。可以明显看出,随着钎焊温度的升高,区域 II 的宽度减少,区域 I 和区域 III 的宽度增加。当钎焊温度较高时,液态钎料的表面张力减小,润湿性增强。钎料流动能力过强造成钎料部分流失,进而导致钎缝中心区宽度变窄^[28]。同时随着温度的升高,母材与钎料的各元素的扩散能力及元素间的相互作用增强,钎缝中心区域的 $(Ti,Zr)_2(Cu,Ni)$ 相

表 3 图 3b 和 3c 中各点能谱分析结果

Table 3 EDS analysis results of each spot in Fig.3b and 3c (at%)

Spot	Ti	Al	Nb	Zr	Cu	Ni	Cr	Possible phase
A	51.60	18.34	25.65	2.49	-	1.92	-	B2+O
B	35.90	7.46	41.76	9.72	-	5.67	-	$\beta(Ti,Nb)$
C	21.97	6.30	8.07	31.99	10.85	19.53	-	$(Ti,Zr)_2(Cu,Ni)/Ti_3Al$
D	4.14	-	-	65.36	8.44	22.05	-	$(\alpha-Zr)+Zr_2Ni$
E	7.32	-	3.12	40.64	20.07	28.85	-	$(Ti,Zr)(Cu,Ni)$
F	21.26	7.07	8.33	30.73	11.68	20.93	-	$(Ti,Zr)_2(Cu,Ni)/Ti_3Al$
G	8.01	-	3.03	39.31	18.11	31.54	-	$(Ti,Zr)(Cu,Ni)$
H	3.18	7.28	1.31	10.76	-	31.06	36.23	$(Ni,Cr)_{ss}$ enriched with Zr and Al
I	4.89	9.65	0.72	1.03	-	48.31	23.94	$(Ni,Cr)_{ss}$ enriched with Al

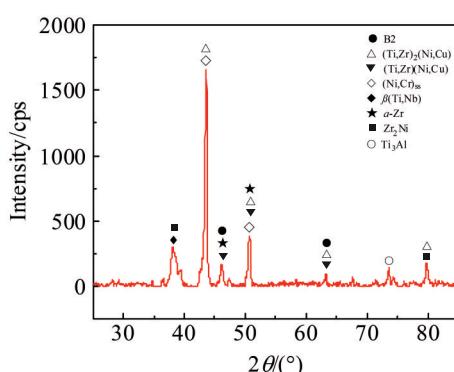


图 5 $Ti_2AlNb/GH4099$ 接头 XRD 图谱

Fig.5 XRD pattern of $Ti_2AlNb/GH4099$ joint

减少,聚集在界面两侧,形成连续的脆性相。过大和连续的脆性相对接头的力学性能不利,钎缝中萌生出裂纹,如图 6d、6e 所示。

3.3 钎焊温度对接头力学性能的影响

为研究钎焊温度对接头力学性能的影响,分别采用维氏硬度计和万能试验机测试不同钎焊温度下接头的显微硬度与剪切强度。图 7 为维氏硬度的测量结果。可以看出,钎缝中心处硬度值最大,是因为该区域存在金属间化合物,相较于两侧母材其硬度值急剧上升。母材由于熔化温度较高,在此钎焊温度下组织性能影响较小,表现为母材的显微硬度值变化较小。随着钎焊温度升高,钎缝中心脆性金属化合物增加且呈连续状,中心区域的硬

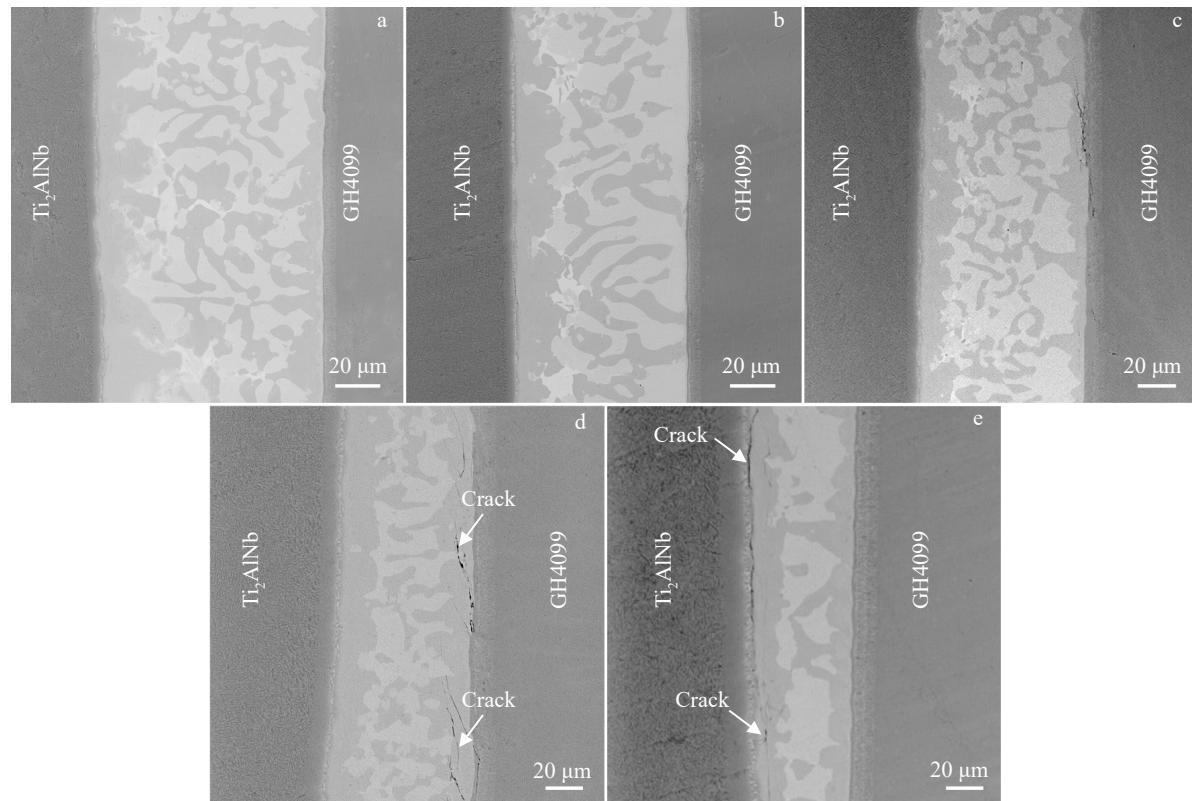


图6 不同钎焊温度的 Ti_2AlNb /GH4099接头的界面组织

Fig.6 Microstructures of Ti_2AlNb /GH4099 joints brazed at different temperatures for 15 min: (a) 900 °C, (b) 920 °C, (c) 940 °C, (d) 960 °C, and (e) 980 °C

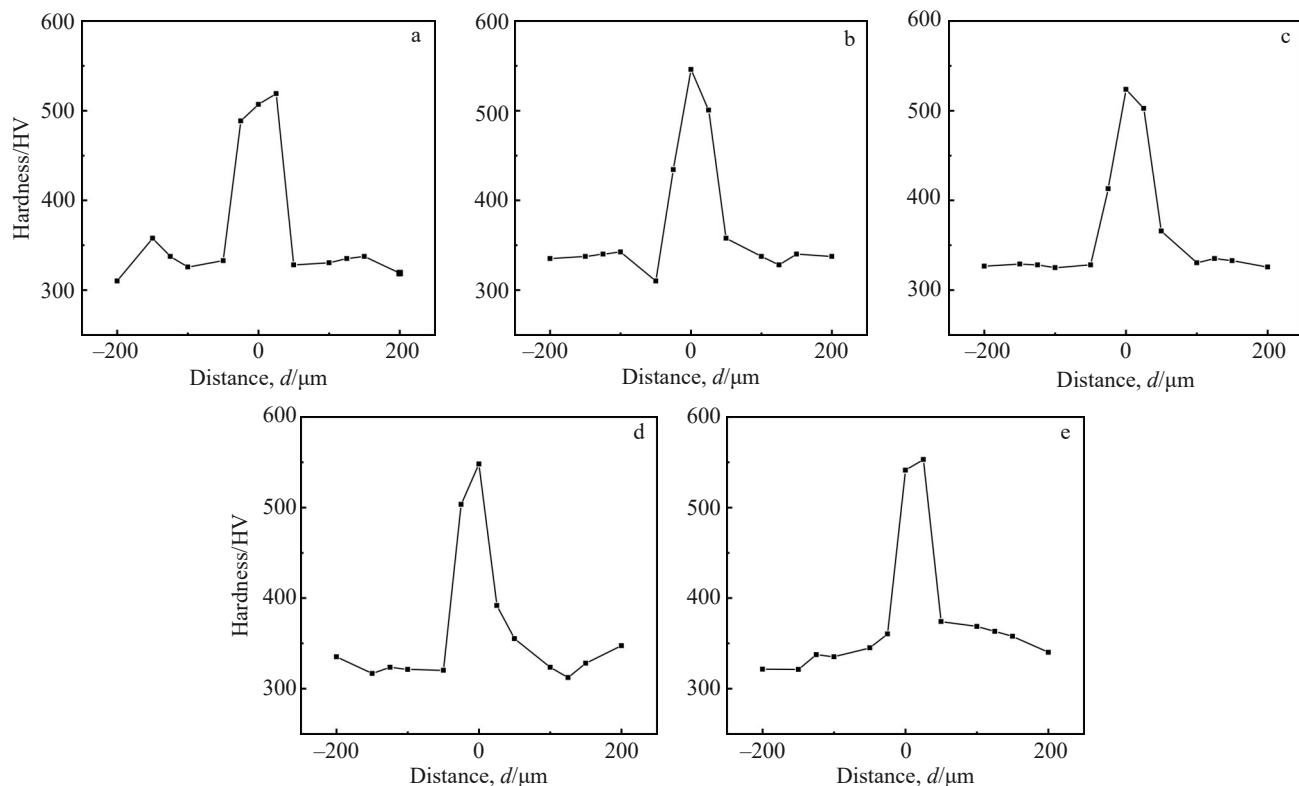


图7 钎焊温度对钎缝显微硬度的影响

Fig.7 Effects of brazing temperature on hardness: (a) 900 °C, (b) 920 °C, (c) 940 °C, (d) 960 °C, and (e) 980 °C

度逐渐升高，母材的硬度变化不大。钎焊温度为 920 °C 时，接头显微硬度分布较均匀，接头的整体力学性能较好。温度为 980 °C 时，钎缝的显微硬度最高，和母材相差较大，导致钎缝中心协调变形能力变差，因此钎缝附近界面出现了裂纹。

图 8 为接头剪切强度随钎焊温度的变化图。结果表明，接头的剪切强度随着钎焊温度的升高先升高再下降，当钎焊温度过高时，剪切强度急剧下降。钎焊温度为 920 °C 时剪切强度达到最高 171.87 MPa。然而，当钎焊温度升至 960 和 1000 °C 时，剪切强度分别降低至 127.67 和 103.75 MPa。这是因为钎焊温度升高可以使钎缝中的元素扩散及反应进行得更充分，金属间化合物数量增加并呈粗大的块状相分布，组织粗化会恶化接头的力学性能。富含 Ti 和 Zr 的金属间化合物使接头的硬度提高，从而造成应力集中，诱发该区域产生微裂纹，接头的有效承载面积减小，因此表现出较低的抗剪切强度，且强度值分散性较大。钎缝中虽然始终存在金属间化合物，但由于温度较低时金属间化合物尺寸较小且分布不连续，不会对接头产生影响。钎焊温度越高，对接头力学性能造成的不利影响越明显。

对剪切试验后的钎焊接头的断裂路径分析如图 9 所示。接头的断裂位置主要发生在 II 区，即裂纹在钎缝中间

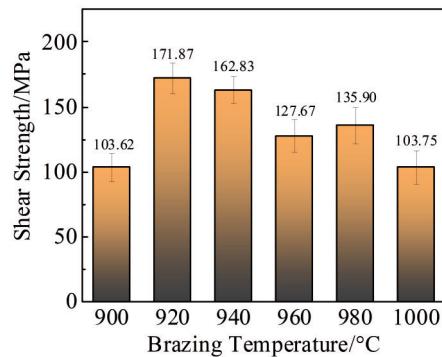


图 8 钎焊温度对接头剪切强度的影响

Fig.8 Effects of brazing temperature on shear strength of joints

的 $(\text{Ti}, \text{Zr})_2(\text{Cu}, \text{Ni})$ 和 $(\text{Ti}, \text{Zr})(\text{Cu}, \text{Ni})$ 化合物中起裂和扩展。连续的金属间化合物对接头性能有害，在钎焊温度为 960 和 980 °C 的接头中 $(\text{Ti}, \text{Zr})_2(\text{Cu}, \text{Ni})$ 相连续聚集在界面两侧，因此断裂位置发生在母材与钎缝界面处(I 区或 III 区)。

对不同钎焊温度下接头的室温剪切断口形貌进行分析，如图 10 所示。为了确定接头断口的相组成，对断口表面的各位置进行能谱分析，如表 4 所示。在不同钎焊温度下，断口形貌均有明显的解离台阶和河流花样，因此钎焊接头的断裂方式均为脆性断裂，断口为典型的解理

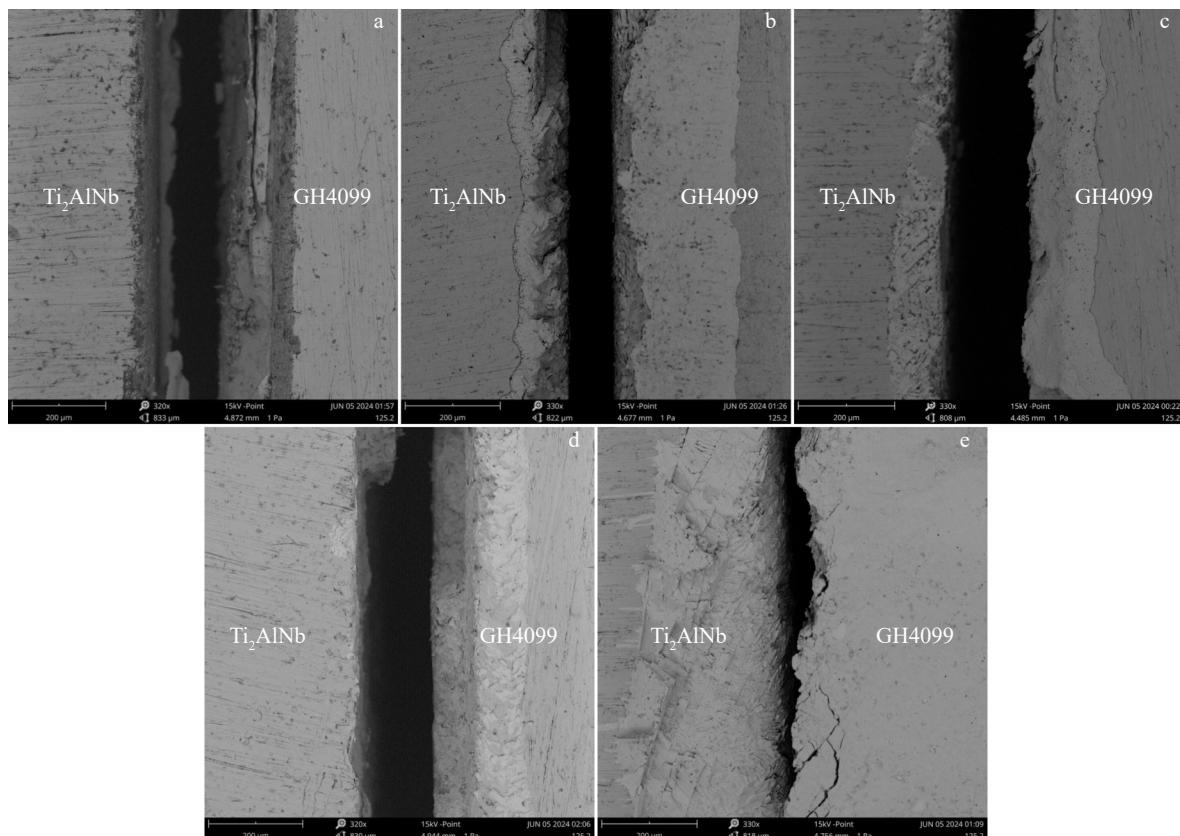


图 9 不同钎焊温度下接头的断裂路径

Fig.9 Shear fracture paths of joints brazed at different brazing temperatures: (a) 900 °C, (b) 920 °C, (c) 940 °C, (d) 960 °C, and (e) 980 °C

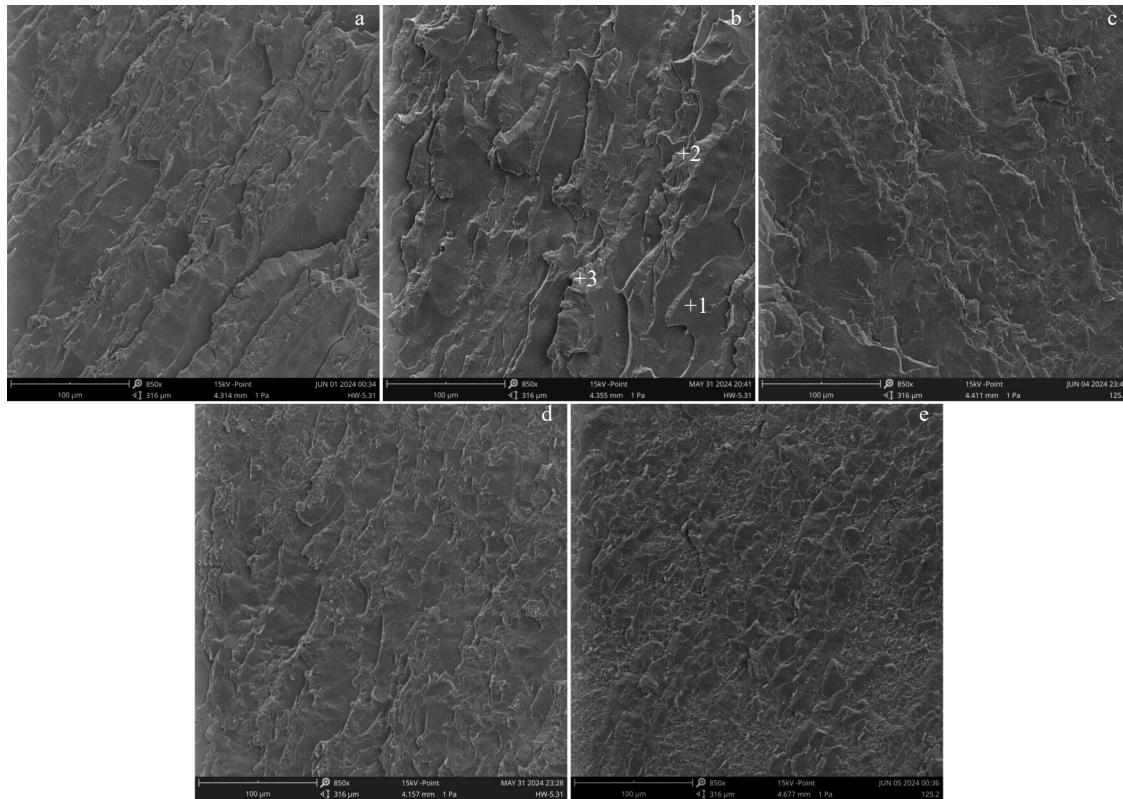


图10 不同钎焊温度下接头的断口形貌

Fig.10 Shear fracture morphologies of joints brazed at different brazing temperatures: (a) 900 °C, (b) 920 °C, (c) 940 °C, (d) 960 °C, and (e) 980 °C

表4 图10b中各位置能谱分析结果

Table 4 Chemical composition and possible phases of marked spots in Fig.10b

Spot	Zr	Ti	Ni	Cu	Nb	Al	Possible phase
1	22.79	17.70	26.57	12.14	7.53	7.02	(Ti,Zr)(Cu,Ni)
2	33.23	21.61	16.68	11.81	7.62	6.60	(Ti,Zr) ₂ (Cu,Ni)
3	35.39	18.38	17.27	10.20	7.53	5.23	(Ti,Zr) ₂ (Cu,Ni)

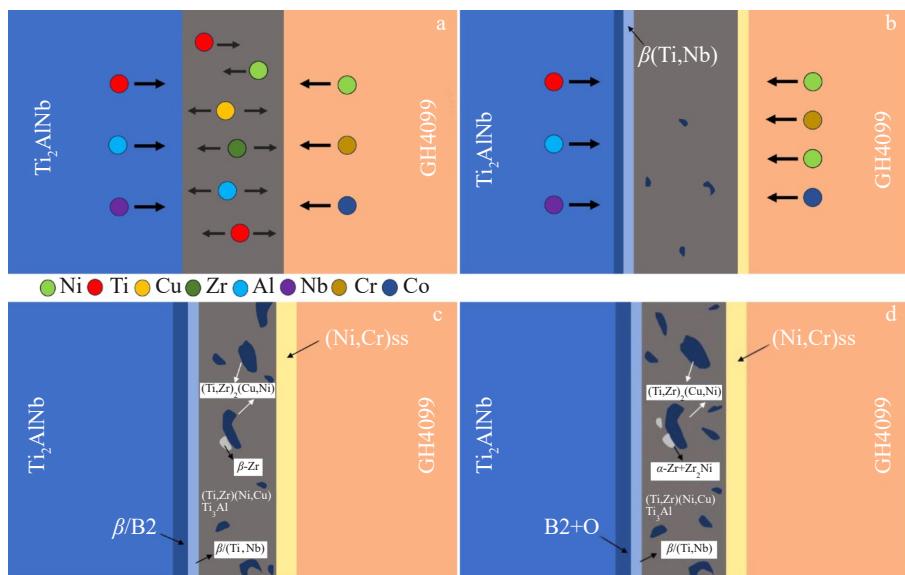
断口。断口处存在 $(Ti,Zr)_2(Cu,Ni)$ 和 $(Ti,Zr)(Cu,Ni)$ 相,因此可以判定裂纹穿过 $(Ti,Zr)_2(Cu,Ni)/(TiZr)(Cu,Ni)$ 化合物层留下解理断面。当钎焊温度较高(960和980 °C)时,断口的解离台阶明显变小且增多,推测可能是较高的热应力导致钎缝出现较多细小的裂纹,在外界应力的作用下,裂纹扩展并留下细小密集的解理断面。

对不同钎焊接头的断裂位置和断口形貌综合分析可知, $(Ti,Zr)_2(Cu,Ni)$ 和 $(Ti,Zr)(Cu,Ni)$ 化合物是接头中的薄弱环节,这些脆性化合物与母材晶体结构不匹配,易成为裂纹源。钎焊温度升高,脆性相长大并形成连续相,聚集在母材和钎缝界面处,在冷却过程中易产生裂纹,在接头受力的情况下会成为应力集中区域,诱发裂纹进一步扩散,从而恶化接头力学性能。

3.4 钎焊接头形成机制

钎焊过程中 Ti_2AlNb /GH4099接头组织演变机制的简化示意图如图11所示。在钎焊过程的初始阶段,复合

中间层与两侧母材的物理接触表面发生原子间互扩散,如图11a所示。钎焊温度继续升高,金属箔层逐渐熔化生成液相,在母材表面发生润湿和铺展,形成固液界面。由于浓度梯度的驱动, Ti_2AlNb 合金中的Ti、Al、Nb原子以及GH4099合金中的Ni、Cr原子扩散到熔融钎料中,扩散反应层厚度增加。同时熔融钎料中的Ti和Ni分别向GH4099侧和 Ti_2AlNb 侧扩散,Zr和Cu向两侧母材扩散。液态钎料中的Ti和Nb原子的浓度增加,Nb元素是强 β 稳定元素且Nb和 β -Ti在液态下互溶,因此形成 $\beta(Ti,Nb)$,如图11b所示。此外,钎料中的Ti、Zr、Cu和Ni元素与母材中的Ni、Al和Ti元素发生反应,固溶了一定Cu、Ni和Al元素的 β -Ti在冷却过程中形成 $(Ti,Zr)_2(Cu,Ni)$ 、 $(Ti,Zr)(Cu,Ni)$ 以及 Ti_3Al 相,如图10c所示。液态钎料中的降熔元素Zr在浓度梯度的作用下扩散,导致混合液相的固相线升高,发生等温凝固,一部分Zr富集在II区形成 β -Zr。由于Ni、Cr原子的扩散,在液相和GH4099界面处(即III区)形成

图 11 $\text{Ti}_2\text{AlNb}/\text{GH}4099$ 接头界面形成过程示意图Fig.11 Schematic diagrams of interface formation process of $\text{Ti}_2\text{AlNb}/\text{GH}4099$ brazed joint

$(\text{Ni},\text{Cr})_{\text{ss}}$, 部分 $(\text{Ni},\text{Cr})_{\text{ss}}$ 溶解了液态钎料中的 Al 和 Zr 元素。此阶段如图 11c 所示。当 Ti、Al、Nb 的成分类似于 Ti_2AlNb 时, 在 Ti_2AlNb 和液相(即 I 区)开始析出 $\beta/\text{B2}$ 相, 冷却过程中 O 相从 $\beta/\text{B2}$ 中析出^[24]。 $\beta\text{-Zr}$ 在降温过程中发生 $\beta\text{-Zr} \rightarrow \alpha\text{-Zr} + \text{Zr}_2\text{Ni}$ 的共析转变, 如图 11d 所示。

4 结 论

1) 采用 ZrNiCuTiZr 中间层钎焊连接 $\text{Ti}_2\text{AlNb}/\text{GH}4099$ 接头的典型界面组织为: $\text{Ti}_2\text{AlNb}/\text{B2}+\text{O}+\beta(\text{Ti},\text{Nb})+\alpha\text{-Zr}+\text{Zr}_2\text{Ni}+(\text{Ti},\text{Zr})(\text{Cu},\text{Ni})/(\text{Ti},\text{Zr})(\text{Cu},\text{Ni})/\text{Ti}_3\text{Al}+(\text{Ni},\text{Cr})_{\text{ss}}/\text{GH}4099$ 。

2) 钎焊温度升高增强了液态钎料和母材之间的原子扩散能力, 钎缝中的 $(\text{Ti},\text{Zr})(\text{Cu},\text{Ni})$ 相聚集在界面两侧, 形成连续的脆性相, 且随着温度的升高, 母材侧的反应层变厚。

3) 随着钎焊温度的升高, 接头剪切强度呈现先上升后下降的趋势。在 920 °C/15 min 工艺条件下, 接头剪切强度最高为 171.87 MPa。断裂方式均为脆性断裂, 较高的钎焊温度下形成连续的脆性相, 钎缝中萌生出裂纹, 对接头的力学性能不利。

参考文献 References

- [1] Saju T, Velu M. *Materials Today: Proceedings*[J], 2020, 46(17): 7161
- [2] Liu Wumeng(刘武猛), Guo Chun(郭 纯), Wu Suisong(吴随松). *MW Metal Forming*(金属加工(热加工))[J], 2022(1): 44
- [3] Ji Zhaoxian(纪朝辉), Liu Yuqian(刘昱乾), Jia Peng(贾 鹏) et al. *Hot Working Technology*(热加工工艺)[J], 2022, 51(15): 1
- [4] Xu Xinxing(许欣星), Dong Honggang(董红刚), Chen Jingyang(陈晶阳). *Welding Digest of Machinery Manufacturing*(机械制造文摘(焊接分册))[J], 2018(2): 1
- [5] Goyal K, Sardana N. *Transactions of the Indian Institute of Metals*[J], 2021, 74(8): 1
- [6] Liu Zedong(刘泽栋), Yang Jieren(杨勤人), Chen Ruirun(陈瑞润) et al. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2023, 33(12): 4039
- [7] Kushagra G, Chandan B, Neha S. *Journal of Materials Science*[J], 2022, 57(41): 19553
- [8] Jiang C Y, Li X Q, Wan B et al. *Intermetallics*[J], 2022, 142: 107468
- [9] Dong D, Shi K Q, Zhu D D et al. *Intermetallics*[J], 2021, 139: 107351
- [10] Byungmin A. *Metals*[J], 2021, 11(7): 1037
- [11] Li Yunyue(李云月), Dong Xian(董 显), Shen Yuanxun(沈元勋) et al. *Electric Welding Machine*(电焊机)[J], 2023, 53(11): 56
- [12] Li S N, Du D, Zhang L et al. *Materials*[J], 2021, 14(8): 1844
- [13] Li S N, Du D, Jiu Y T et al. *Journal of Materials Engineering and Performance*[J], 2021, 31(2): 1277
- [14] Lu Q B, Long W M, Zhong S J et al. *Welding in the World*[J], 2020, 64(11): 1
- [15] 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
- [16] Xia Y Q, Ma Z, Du Q et al. *Materials Characterization*[J], 2024, 207: 13520
- [17] Hu Shengpeng(胡胜鹏), Li Wenqiang(李文强), Fu Wei(付 伟) et al. *Acta Aeronautica et Astronautica Sinica*(航空学报)[J], 2021, 42(3): 423
- [18] Qiao Ruilin(乔瑞林), Long Weimin(龙伟民), Zhong Sujuan(钟 素娟) et al. *Materials Reports*(材料导报)[J], 2023, 37(23): 141
- [19] Long Weimin(龙伟民), Zhang Guanxing(张冠星), Zhang Qingke(张青科) et al. *Transactions of the China Welding Institution*(焊

- 接学报[J], 2015, 36(11): 1
- [20] Long Weimin(龙伟民), Lu Quanbin(路全彬), He Peng(何 鹏) et al. *Journal of Materials Engineering*(材料工程)[J], 2016, 44(6): 17
- [21] Liu P, Zhong S J, Pei Y Y et al. *Materials Science and Technology*[J], 2023, 39(16): 2456
- [22] Zhong Zhihong(钟志宏), Yuan Dongli(袁东立), Zhu Wenjing(朱文静) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2024, 53(4): 1086
- [23] Yang Haozhe(杨浩哲), Pei Yinyin(裴寅金), Shen Yuanxun(沈元勋) et al. *Electric Welding Machine*(电焊机)[J], 2023, 53(4): 81
- [24] Wang Y, Cai X Q, Yang Z W et al. *Journal of Materials Science & Technology*[J], 2017, 33(7): 682
- [25] Yuan L, Xiong J T, Du Y J et al. *Materials Science & Engineering A*[J], 2020, 788 :139602
- [26] Lee M, Kim K, Lee J et al. *Materials Characterization*[J], 2013, 80: 98
- [27] Li L, Zhao W, Feng Z et al. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2020, 30(8): 2143
- [28] Liu Pan(刘 攀), Zhong Sujuan(钟素娟), Pei Yinyin(裴寅金) et al. *Electric Welding Machine*(电焊机)[J], 2022, 52(11): 1

Microstructure and Mechanical Properties of Ti₂AlNb/GH4099 Joints Prepared by In-situ Synthesis Brazing Using Zr-Ni-Cu-Ti-Zr Interlayer

Song Xinyi¹, Zhong Sujuan¹, Qin Jian¹, Sun Yixiang¹, Ma Yunwu², Zhu Hongtao¹

(1. State Key Laboratory of High Performance & Advanced Welding Materials, China Academy of Machinery Zhengzhou Research Institute of Mechanical Engineering Co., Ltd, Zhengzhou 450001, China)

(2. Shanghai Key Laboratory of Digital Manufacture for Thin-Walled Structures, Shanghai Jiao Tong University, Shanghai 200240, China)

Abstract: Vacuum brazing of Ti₂AlNb alloy to Ni-based superalloy GH4099 based on in-situ synthesis using Zr-Ni-Cu-Ti-Zr composite interlayer was carried out. The interfacial microstructure and fracture morphology of brazed joints were observed and the phase evolution mechanism of the joint was investigated. The results show that the typical interfacial microstructure of the joint is Ti₂AlNb/B2+O+ β (Ti,Nb)+ α -Zr+Zr₂Ni+(Ti,Zr)₂(Ni,Cu)/(Ti,Zr)(Ni,Cu)/Ti₃Al+(Ni,Cr)_{ss}/GH4099. With the increase in brazing temperature, the thickness of the reaction layer on the base material sides increases, (Ti,Zr)₂(Cu,Ni) intermetallic compounds aggregate to form continuous phases on both sides of the interface, and cracks grow and expand at the interface between the brazing seam and the substrate, resulting in the decrease in joint strength. The maximum shear strength of 171.87 MPa is obtained after brazing at 920 °C for 15 min. The fracture mode of the joint is cleavage fracture and the fracture mainly consists of brittle (Ti,Zr)₂(Cu,Ni) and (Ti,Zr)(Cu,Ni) intermetallic compounds.

Key words: Ti₂AlNb alloy; Ni-based superalloy; vacuum brazing; interfacial microstructure; mechanical properties

Corresponding author: Qin Jian, Senior Engineer, State Key Laboratory of High Performance & Advanced Welding Materials, China Academy of Machinery Zhengzhou Research Institute of Mechanical Engineering Co., Ltd, Zhengzhou 450001, P. R. China, E-mail: qinjianzzu@163.com