

W 元素对单晶合金 TLP 扩散焊微观组织与性能的影响

张永志, 王炜, 黄钲钦, 黄佳华

(中国航发商用航空发动机有限责任公司, 上海, 200240)

摘要: 为了研究 W 元素在单晶合金 TLP 扩散焊过程中的作用机制, 采用两种自主设计的镍基钎料钎焊 DD6 单晶高温合金, 分析了 W 元素对焊缝显微组织和高温性能的影响。结果表明, 含 W 钎料在 DD6 钎焊时的等温凝固过程较缓慢, 在 1220 °C 钎焊 120 min 后才可完成等温凝固, 不含 W 钎料所形成的焊缝存在骨架状富 Cr, Ni 和 W 的化合物, 而添加 W 元素后焊缝中主要存在块状 W, Cr 和 Ni 化合物, 钎焊 30 min 后, 不含 W 钎料所形成的焊缝性能较高, 随着钎焊时间的延长, 两种钎料的接头高温抗拉强度均明显提升, 且含 W 钎料的提升速率高于不含 W 钎料, 表明在焊缝完成等温凝固后, W 元素对焊缝具有明显的强化作用。采用含 W 钎料的 DD6 单晶焊缝 1 000 °C 的高温强度可达到 639 MPa, 约为母材强度指标的 90%。

创新点: (1) 含 W 钎料在 DD6 钎焊的等温凝固过程比不含 W 钎料缓慢, 在 1220 °C 钎焊 120 min 才完成等温凝固。

(2) W 元素对焊缝具有强化作用, 采用含 W 钎料的 DD6 焊缝 1 000 °C 高温强度可达 639 MPa。

关键词: 单晶高温合金; W 元素; 钎焊; 显微组织; 高温性能

中图分类号: TG 454 **文献标识码:** A **doi:** 10.12073/j.hjxb.20230809003

Effect of tungsten on microstructure and mechanical properties of nickel-based single crystal superalloy TLP diffusion bonding joints

ZHANG Yongzhi, WANG Wei, HUANG Zhengqin, HUANG Jiahua

(AECC Commercial Aircraft Engine Co., Ltd, Shanghai, 200240, China)

Abstract: Two designed Ni-based filler alloys were used to join DD6 single crystal superalloy to investigate the function mechanism of tungsten in the TLP diffusion bonding process of single crystal superalloy. The effects of tungsten on the joint microstructure and mechanical properties were investigated. The isothermally solidified process of brazing alloy containing tungsten conducts slowly. After brazing for 30 min, the joint of brazing alloy without tungsten exhibits higher elevated temperature strength. With the extending of holding time, the elevated temperature strength of both joint increase obviously, where the increase value of joint for brazing alloy with tungsten is higher. It indicates the strengthening effect of tungsten on the joint after isothermal solidification. The elevated temperature strength of DD6 single crystal joint at 1 000 °C reached 639 MPa after brazing for 120 min with Ni-Cr-Co-Ta-Al-W-B brazing alloy, which is 90 percent of DD6 base material.

Highlights: (1) The isothermally solidified process of brazing alloy containing tungsten conduct slowly, which completes isothermal solidification after brazing at 1220 °C for 120 min.

(2) The element tungsten illustrates strengthening effect on the DD6 single crystal joint, thus the elevated temperature strength of the joint at 1 000 °C reached 639 MPa.

Key words: single crystal superalloy; tungsten; brazing; microstructure; elevated temperature property

0 序言

现代航空发动机的发展特点是通过不断提高

压缩比和涡轮前温度, 进而不断提高推重比和降低耗油率^[1], 目前先进航空发动机的涡轮进口温度已达 1 700 °C 以上, 为了提高涡轮叶片的使用温度和寿命, 国产大客发动机等新型航空发动机均采用了单晶高温合金涡轮叶片, 由于导向叶片的缘板间留有间隙, 会引起气动损失, 降低涡轮效率, 因此新型

发动机高压涡轮导向叶片在设计时, 通常采用双联结构以减少间隙数量和气动损失, 在制造过程中, 在叶片叶身制备气膜孔后, 再通过焊接将单联叶片组焊成双联叶片, 因此, 焊接是涡轮叶片制备过程不可缺少的关键技术。

DD6 是国内自主研制的第二代镍基单晶高温合金, 具有高温强度高、综合性能好、组织稳定及铸造工艺性能好等优点, 成为高效气冷结构叶片的重要选材之一^[2]。单晶高温合金由于其合金化程度较高, 焊接性较差, 采用氩弧焊、电子束焊等熔化焊连接时, 在熔合区或热影响区易出现裂纹等缺陷, 不适用于复杂形状单晶叶片的焊接。真空钎焊操作工艺简单、形状适应性好, 钎焊过程中待焊试样整体加热, 相对变形量以及接头残余应力较小, 因此, 真空钎焊技术适用于连接或修复形状复杂的单晶高温合金构件。

为了提高钎焊接头力学性能和使用温度, 大量分析了钎料成分^[3-5]、钎焊工艺^[6-9]、接头取向^[10]以及焊后扩散处理^[11-12]对接头显微组织、脆性化合物以及力学性能的影响, 其中钎料成分是决定单晶合金焊缝高温性能的关键因素。钎料中常用的降熔元素是原子半径较小且降熔效果好的 B 元素, B 在 Ni 基体中固溶度很低, 在钎焊接头中易形成富 W, Mo 的硼化物, 影响了接头的高温性能和重熔温度。以 Ge 替代 B 作为降熔元素, 用 Ni-(20~23)%Ge 合金对 PWA1483 和 Rene N5 单晶进行钎焊修复, 在修复区域可生成单晶组织且高温强度可达母材的 80%~90%^[13-14]。使用 Ni-Mn 体系钎料修复 Rene N5 单晶时, 修复区中没有出现脆性化合物,

重熔温度提高^[15]。通过添加 Pd 和 B 进行联合降熔, 使 B 在钎料中的含量降至 1%, 使 DD6 单晶钎焊缝时效后在 980 °C 的高温强度达到 807 MPa^[16]。除采用 Ge, Mn 和 Pd 等元素替代 B 作为降熔元素外, 通过调整 W, Mo 等硼化物形成元素的含量是否可以提高单晶合金焊缝高温性能尚未见于报道。W 元素是单晶合金中典型的固溶强化元素, W 可提高镍基高温合金的抗拉强度和抗蠕变性能, 并提高单晶高温合金的再结晶温度^[17-22], 但在单晶合金钎焊过程中, W 通常与降熔元素 B 反应, 形成脆性硼化物相。在单晶合金焊缝失效过程中, 裂纹往往在脆性硼化物处萌生、扩展, 最终发生断裂。试验分别采用含 W 和不含 W 的两种钎料, 钎料均以 Ni 为基体, B 作为降熔元素, Al, Ta 作为 γ 强化元素, Cr, Co 等元素作为固溶强化元素提高焊缝高温性能。文中主要研究这两种钎料钎焊连接 DD6 单晶高温合金时, W 对单晶钎焊接头的微观组织与高温性能的影响, 并分析 W 对钎料凝固行为的影响规律。

1 试验方法

试验采用固溶态的第二代镍基单晶高温合金 DD6, 在定向凝固炉中制备直径为 15 mm 的 DD6 单晶棒, 其化学成分见表 1。采用电火花切割设备沿垂直于 DD6 单晶棒 [001] 方向切割制备待焊试样, 试样待焊表面在磨床上使用金刚石砂轮打磨, 待焊表面在磨削时预制定位凸台以控制焊接间隙, 放入无水乙醇中超声清洗 15 min。

表 1 DD6 单晶合金与镍基钎料粉末化学成分 (质量分数, %)
Table 1 Chemical compositions of single crystal DD6 and Ni-based braze alloy powders

材料	Co	Cr	Al	Nb	Hf	Mo	Re	W	Ta	B	Ni
DD6	8.5~9.5	3.8~4.8	5.2~6.2	0~1.2	0.05~0.5	1.5~2.5	1.6~2.4	7.0~9.0	6.0~8.5	—	余量
SF-1	9.0~11.0	9.0~18.0	3.0~6.0	—	—	—	—	—	2.0~5.0	1.0~4.0	余量
SF-2	9.0~11.0	9.0~18.0	3.0~6.0	—	—	—	—	4.3	2.0~5.0	1.0~4.0	余量

钎料为自行设计的 Ni-Cr-Co-Ta-(W)-B 体系合金, 采用 Ar 气雾化法制备粉末, 经 0.1 mm 筛网过筛, SF-1 钎料不含 W, SF-2 含有 4.3% 的 W, 其他元素含量基本相同, 采用差热分析 (differential thermal analysis, DTA) 测量 SF-1 固液相线为 1 105 °C 和 1 130 °C, SF-2 钎料固液相线为 1 110 °C 和 1 140 °C, 将 DD6 母材之间的焊缝间隙控制在

100 μm 并用点焊装配为待焊试样。将钎料粉末与粘结剂充分混合置于焊缝周围, 使钎料熔化后流入母材间隙并完整填充间隙, 将待焊试样放入真空钎焊炉中, 以 10 °C/min 的速率加热至 550 °C, 保温 15 min 使钎料中的粘结剂挥发, 再以 10 °C/min 的速率加热至 1 050 °C, 保温 20 min 确保母材与钎料的各区域温度均匀, 随后以 15 °C/min 的速率加热

至钎焊温度 1 220 °C, 保温 30 ~ 240 min. 钎焊过程中炉中的真空度不低于 4×10^{-2} Pa, 对焊后试样进行时效处理, 时效处理制度为 1 120 °C × 4 h、空冷 + 870 °C × 32 h、空冷.

使用 Zeiss Axio Imager M2m 光学显微镜观察焊缝的微观组织, 使用 ZEISS SIGMA 500/ JEAL 7800 扫描电镜观察焊缝显微组织与第二相形态, 并对元素分布和相组成进行分析, 采用 GNT100/200 高温拉伸试验机按照 ASTM E21 《Standard Test Methods for Elevated Temperature Tension Tests of Metallic Materials》标准对焊接试样进行 1 000 °C 高温拉伸性能测试.

2 结果与讨论

采用 SF-1 和 SF-2 钎料在 1 220 °C 钎焊 DD6 单晶试样, 焊接接头显微组织如图 1 所示, 钎料均完整地填充了焊缝间隙, 未观察到明显缺陷与裂纹. 在 1 220 °C 保温 30 min 后, SF-1 焊缝和 SF-2 焊缝中未观察到化合物的形成, 都形成了 3 个不同的焊缝区域, 在钎焊保温阶段钎料熔化形成液相, 固/液界面前沿的各元素在浓度梯度作用下发生相互扩散, 钎料中的降熔元素 B 向母材中扩散, 使邻近液相钎料的母材熔点降低并熔化, 母材中的高熔点元素进入液相钎料中, 导致液相钎料的降熔元素含量降低, 熔点升高, 焊缝从单晶母材开始外延等温凝固, 固/液界面由母材向焊缝中心推进, 但 30 min 的钎焊时间不足以使焊缝完成等温凝固, 因此, 焊缝中心应为非等温凝固区 (athermally solidified zone, ASZ), 邻近母材的焊缝为等温凝固区 (isothermally solidified zone, ISZ), 等温凝固区与非等温凝固区界面清晰, 同时等温凝固区与 DD6 母材界面清晰, 表明 30 min 的钎焊时间不足以使焊缝完成等温凝固, 清晰的母材界面表明元素也未完成充分扩散; 在 1 220 °C 保温 60 min 后, SF-1 形成的焊缝与母材的界面较模糊, 表明焊缝与母材的扩散较充分, 且焊缝大部分由等温凝固区组成, SF-2 形成的焊缝与保温 30 min 相似, 仍未完成等温凝固, 存在明显的非等温凝固区与等温凝固区, 且与母材界面清晰; 在 1 220 °C 保温 120 min 后, SF-1 和 SF-2 钎料均在焊缝形成少量化合物, 两种钎料焊缝与母材不存在明显的界面, 表明焊缝与母材之间的扩散较充分, 两种钎料的焊缝均基本完成了等温凝固. 由

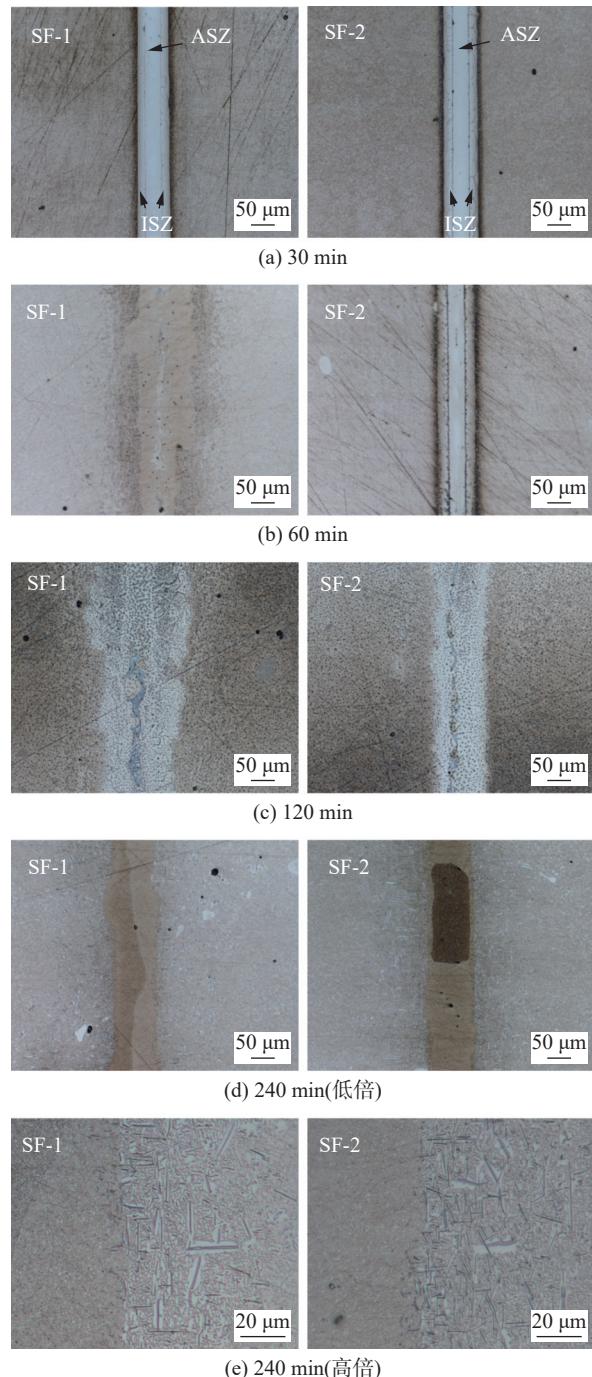


图 1 采用 SF-1 和 SF-2 钎料在 1 220 °C 钎焊保温不同时间的 DD6 焊接接头组织

Fig. 1 Microstructure of DD6 superalloy joint brazed at 1 220 °C with different brazing time using SF-1 and SF-2. (a) 30 min; (b) 60 min; (c) 120 min; (d) 240 min (low); (e) 240 min (high)

于 B 元素在 Ni 中的偏析系数较低, 等温凝固过程中 B 元素富集于残余的液相钎料中, 在焊缝接近完成等温凝固时, 在焊缝中心形成 B 元素高浓度区, B 与焊缝强化元素 Cr, W 和 Ta 等元素形成硼化物. 在 1 220 °C 保温 240 min 后, 两种钎料形成的焊缝均没有化合物的存在, 表明延长钎焊时间有利于消除化合物, SF-1 钎料焊缝在焊缝中心线存在晶

界, SF-2 钎料焊缝中存在晶粒。由于接头中两个试样不一定取自同一试棒, 试样的晶体取向存在 10° 以内的差别, 因此分别从两个母材试样外延生长的等温凝固区同样存在晶体取向差, 因此在焊缝中形成晶界或再结晶晶粒; 在 $1220\text{ }^\circ\text{C}$ 保温 240 min 后的焊缝与母材界面较明显, 主要是由于母材近焊缝区形成了大量的针状化合物, 如图 1(e) 所示, 这是由于焊缝中的化合物溶解后, 焊缝与母材间的元素进一步扩散, 使母材中的化合物沿着母材与焊缝的界面密集形成, 使焊缝与母材的界面在光学显微镜下较平直, 相比之下, $1220\text{ }^\circ\text{C}$ 保温 120 min 后在母材近焊缝区也形成了针状化合物, 但化合物的密度和均匀性较低, 因此焊缝与母材的界面较模糊。综上所述, 不含 W 的 SF-1 钎料在钎焊保温 60 min 接近完成焊缝等温凝固, 而含 W 的 SF-2 钎料在钎焊过程中等温凝固过程较缓慢, 在保温 120 min 后才可完成等温凝固。

采用 SF-1 钎料在 $1220\text{ }^\circ\text{C}$ 钎焊 120 min 的 DD6 焊接接头的扫描电镜图如图 2 所示, 在焊缝中间形成骨架状化合物, 对化合物中箭头所指部分进行能谱分析见图 2(b) 和图 2(c), 为富 Cr(40.58%), Ni(24.93%), W(13.27%) 的化合物; 对母材靠近焊缝区域形成的密集针状化合物进行能谱分析见图 2(d) 和图 2(e), 为富 W(49.66%), Mo(13.49%), Ta(9.62%) 化合物, 这是由于 B 在 Ni 中的溶解度极小, 扩散到 γ -Ni 母材中, 易偏聚于 W, Mo 和 Ta 等高熔点元素附近, 发生反应并析出 M_3B_2 相, 尽管 SF-1 钎料中不含 W, 但在焊接过程中, 近焊缝区域的母材熔化并使 W 元素进入熔体, W 与 Cr, Ni, Ta 和 B 等元素共同形成化合物。

采用 SF-2 钎料在 $1220\text{ }^\circ\text{C}$ 钎焊 120 min 的 DD6 焊接接头分析如图 3 所示, 在焊缝中间形成块状化合物, 这与 SF-1 形成的化合物形貌不同。对化合物中箭头所指部分进行能谱分析, 见图 3(b) 和图 3(c), 为富 W(48.24%), Cr(31.14%), Ni(7.21%) 的化合物, W 含量明显高于 SF-1 焊缝中的化合物; 对母材靠近焊缝区域形成的密集针状化合物进行能谱分析见图 3(d) 和图 3(e), 与 SF-1 的母材近焊缝区同样为富 W(36.89%), Mo(14.74%), Ta(11.07%) 化合物, 因此, SF-2 钎料所形成的焊缝中化合物形貌与成分和 SF-1 钎料有所不同, 但在母材的近焊缝区均形成了针状的富 W, Mo 和 Ta 化合物。

对 SF-1 和 SF-2 钎料在 $1220\text{ }^\circ\text{C}$ 钎焊 120 min

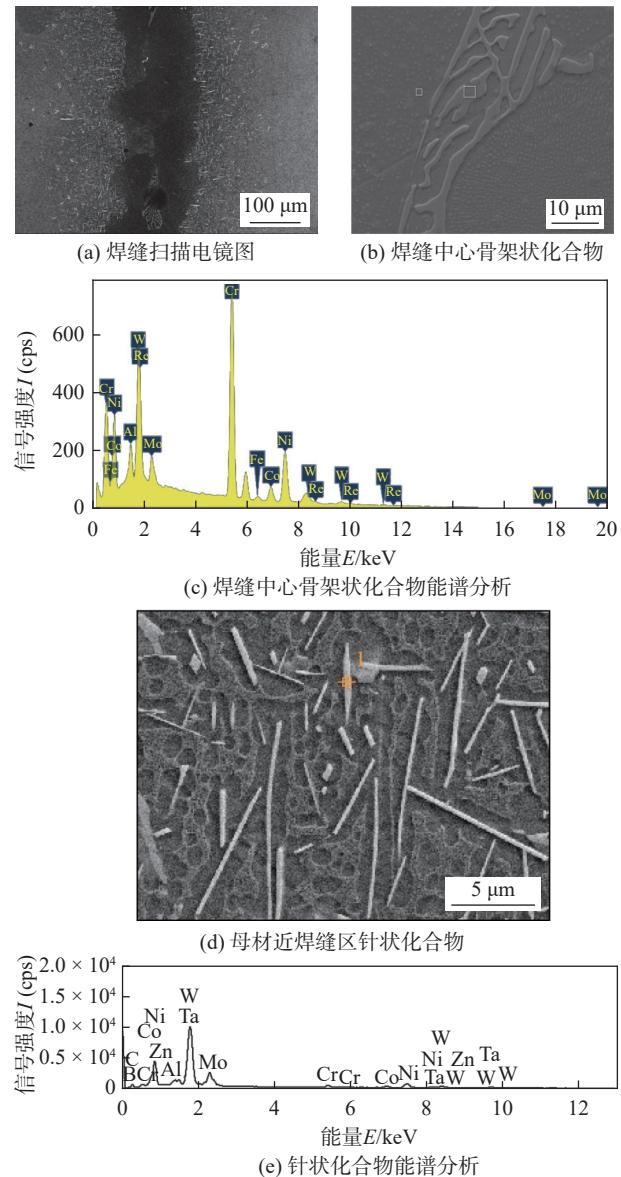


图 2 采用 SF-1 钎料在 $1220\text{ }^\circ\text{C}$ 钎焊 120 min 的 DD6 焊接接头扫描电镜图与能谱分析

Fig. 2 SEM and EDS of DD6 superalloy joint brazed at $1220\text{ }^\circ\text{C}$ for 120 min using SF-1. (a) SEM image of joint; (b) bone-like compounds in the center of joint; (c) EDS analysis of bone-like compounds; (d) needle-like compounds in base materials adjacent to the joint; (e) EDS analysis of needle-like compounds

的焊缝与近焊缝的母材区域进行能谱线扫描, 如图 4 所示, 母材与焊缝中的有明显变化的元素为 Cr 和 Mo, 焊缝中 Cr 含量较高, Mo 含量较低, 与钎料成分 (钎料中含有较多 Cr 元素且不含 Mo 元素) 相对应, 说明这两种元素尽管发生了明显扩散, 但在母材与焊缝间未扩散均匀。SF-1 和 SF-2 所形成的焊缝和母材之间的 W 元素都没有明显变化, 说明了 W 在焊缝与母材间充分扩散, 同时 SF-2 中较多的 W 用于形成焊缝中的化合物。

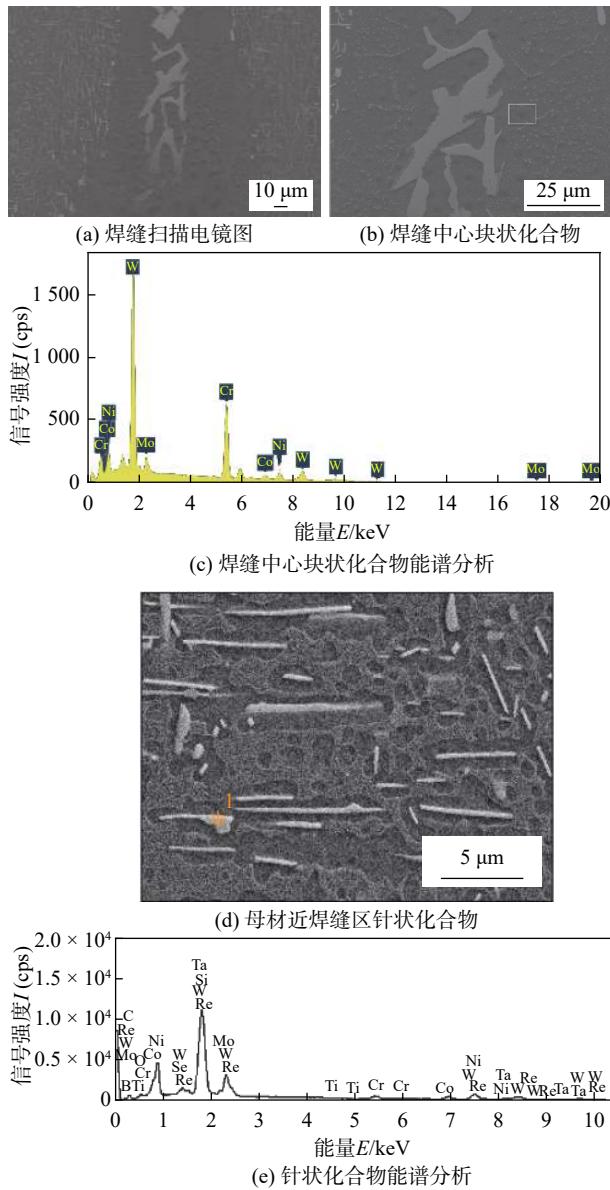


图 3 采用 SF-2 钎料在 1220 °C 钎焊 120 min 的 DD6 焊接接头扫描电镜图与能谱分析

Fig. 3 SEM and EDS of DD6 superalloy joint brazed at 1220 °C for 120 min using SF-2. (a) SEM image of joint; (b) bulk compounds in the center of joint; (c) EDS analysis of bulk compounds; (d) needle-like compounds in base materials adjacent to the joint; (e) EDS analysis of needle-like compounds

采用 SF-1 和 SF-2 钎料在 1220 °C 钎焊 DD6 单晶试样的 1000 °C 高温拉伸强度如图 5 所示, 在 1220 °C 钎焊 30 min 后, SF-1 焊缝高温强度达到母材技术指标 (700 MPa) 的 65% 以上, 高于 SF-2 钎料; 而钎焊时间延长至 60 min 后, 两种钎料形成的焊缝强度均明显提高, SF-2 焊缝高温强度提高更显著, 达到母材技术指标 (700 MPa) 的 85% 以上; 继续延长钎焊时间至 120 min, SF-1 和 SF-2 焊缝高温强度继续提升, SF-2 钎料所形成焊缝高温强度均值

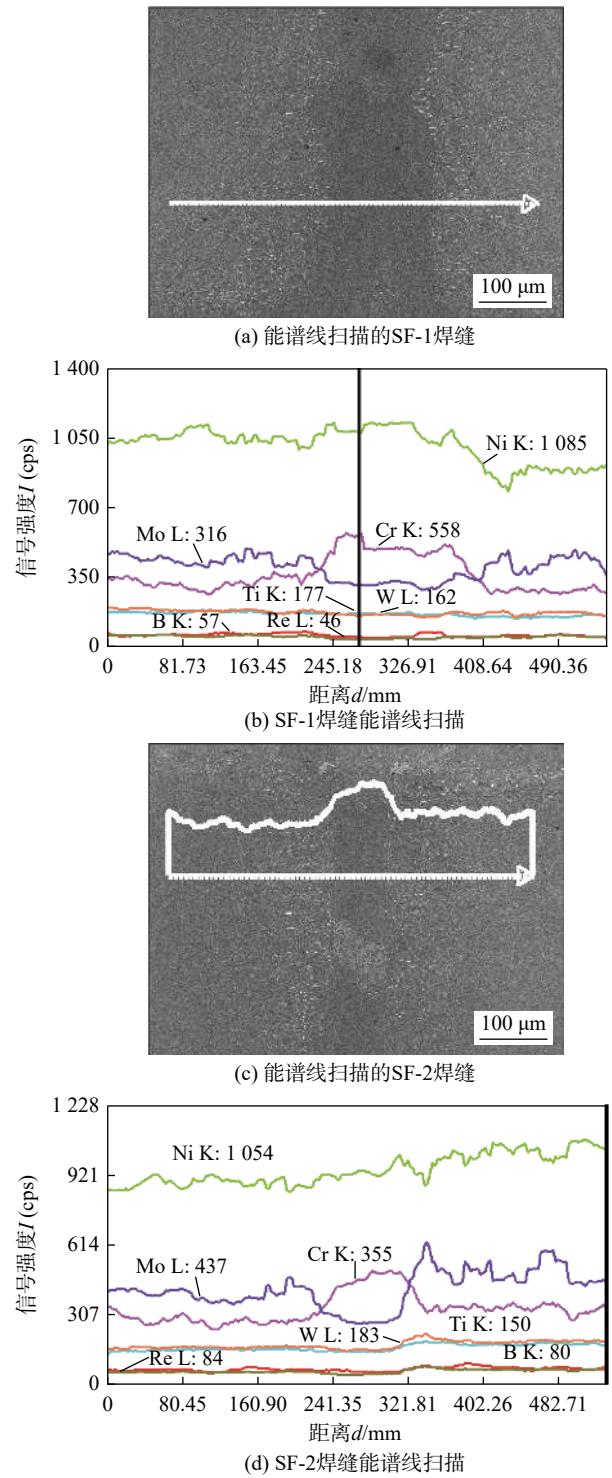


图 4 采用 SF-1 和 SF-2 钎料在 1220 °C 钎焊 120 min 的 DD6 焊接接头能谱线扫描分析

Fig. 4 Energy spectral line sweep of DD6 superalloy joint brazed at 1220 °C for 120 min using SF-1 and SF-2. (a) joint brazed with SF-1 for energy spectral line sweep; (b) energy spectral line sweep of joint brazed with SF-1; (c) joint brazed with SF-2 for energy spectral line sweep; (d) energy spectral line sweep of joint brazed with SF-2

达到母材技术指标 (700 MPa) 的 90%, 明显高于 SF-1 钎料; 当钎焊时间延长至 240 min 时, 两种钎

料性能相比120 min均明显下降, SF-2焊缝高温强度均值为母材技术指标(700 MPa)的75%, 高于SF-1钎料, 1220 °C钎焊后的力学性能与显微组织相对应, 表明120 min是优化的钎焊时间。

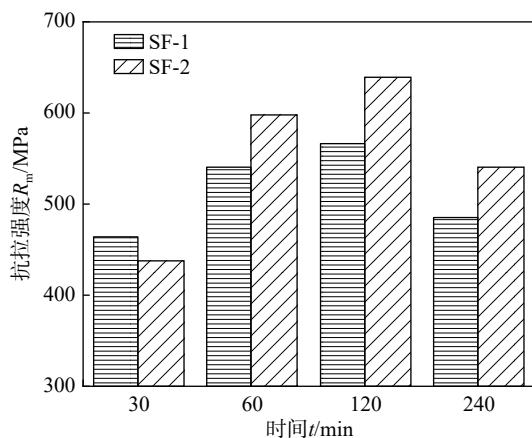


图5 采用SF-1和SF-2在1220 °C钎焊的DD6焊接接头1000 °C高温拉伸强度

Fig. 5 Elevated temperature strength at 1000 °C of DD6 superalloy joint brazed at 1220 °C using SF-1 and SF-2

对比焊缝在不同保温时间的显微组织与高温拉伸性能, 当钎焊30 min时, SF-2焊缝的力学性能略低于SF-1, 是由于W的添加使SF-2焊缝等温凝固过程缓慢, 且等温凝固区与母材存在明显的界面, 导致了力学性能较低。随着钎焊时间的延长, SF-2焊缝等温凝固过程持续进行, 焊缝与母材之间充分的元素扩散使两者的界面逐渐淡化, W对焊缝具有明显的固溶强化作用, 使SF-2焊缝的高温强度明显高于SF-1焊缝。

在钎焊过程中, 除了SF-2钎料本身含有的W元素, 近焊缝区母材熔化后母材中的W也扩散进焊缝, 使先等温凝固形成的连接层中W元素的含量较高, W的富集降低了B在镍基合金的溶解能力。前期的研究结果表明, W降低了B在 γ 和 γ' 结构中的扩散速率^[23], 因此, SF-2钎料的等温凝固过程缓慢可能是由于W降低了B在镍基合金的溶解能力与扩散速率所造成的。

3 结论

(1) 与不含W的钎料相比, 含W钎料在DD6钎焊时的等温凝固过程较缓, 在1220 °C保温120 min才基本完成等温凝固, 这可能是由于W降低了焊缝中B元素的溶解度与扩散速率。

(2) 不含W的钎料所形成的焊缝存在骨架状富Cr, Ni和W的化合物, 而添加W元素后焊缝中主要存在块状W, Cr和Ni化合物, 两种钎料均在母材靠近焊缝区域形成的密集针状富W, Mo和Ta化合物。

(3) 钎焊时间由30 min延长至120 min, 两种钎料的高温抗拉强度均明显提升, 且含W钎料的提升速率高于不含W钎料, 表明在焊缝完成等温凝固后, W元素对焊缝具有明显的强化作用。

(4) 采用SF-2(Ni-Cr-Co-Ta-Al-W-B)钎料对DD6单晶在1220 °C钎焊120 min后, DD6单晶焊缝1000 °C的高温强度达到639 MPa, 约为母材强度指标的90%。

参考文献

- [1] 胡壮麒, 刘丽荣, 金涛, 等. 镍基单晶高温合金的发展 [J]. 航空发动机, 2005, 31(3): 1–7.
Hu Zhuangqi, Liu Lirong, Jin Tao, et al. Development of the Ni-base single crystal superalloys[J]. Aeroengine, 2005, 31(3): 1–7.
- [2] 周媛, 毛唯, 李晓红. BNi82CrSiB钎料钎焊DD6单晶合金接头组织及力学性能研究 [J]. 材料工程, 2007(5): 3–6.
Zhou Yuan, Mao Wei, Li Xiaohong. Microstructure and mechanical properties of single crystal superalloy DD6 joint brazed with BNi82CrSiB filler metal[J]. Journal of Materials Engineering, 2007(5): 3–6.
- [3] 孙元, 赵旭, 苏瑾, 等. 镍基单晶高温合金钎焊接头的微观组织与性能 [J]. 焊接学报, 2020, 41(7): 32–38.
Sun Yuan, Zhao Xu, Su Jin, et al. Microstructure and properties of nickel-based single crystal superalloy brazed joints[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2020, 41(7): 32–38.
- [4] Li W, Jin T, Sun X F, et al. Study of Ni-Cr-Co-W-Mo-B interlayer alloy and its bonding behavior for a Ni-base single crystal superalloy[J]. Scripta Materialia, 2003, 48(9): 1283–1288.
- [5] Qin Jian, Yang Jiao, Liu Pan, et al. Microstructure and properties of induction brazing nickel base/WC composite coating[J]. China Welding, 2023, 32(1): 27–34.
- [6] Wu Tong, Zhang Qiuguang, Lu Hang, et al. Diffusion brazing of GH536 polycrystalline superalloy with IC10 single crystal superalloy using BNi-2 interlayer[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2023, 24: 9850–9865.
- [7] Xie Chenlang, Deng Kaiyang, Teng Junfei, et al. Microstructural evolution and mechanical properties of Ni-based superalloy joints brazed using a ternary Ni-W-B amorphous brazing filler metal[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2023, 960: 170663.
- [8] 张志强, 滕俊飞, 杨文静, 等. GH3230合金TLP扩散焊工艺试验 [J]. 焊接, 2022(6): 42–48.
Zhang Zhiqiang, Teng Junfei, Yang Wenjing, et al. Experiment on

- TLP diffusion welding of GH3230 alloy[J]. *Welding & Joining*, 2022(6): 42 – 48.
- [9] Sun Y, Liu J, Li B, *et al*. Microstructure evolution of single crystal superalloy DD5 joints brazed using AWS BNi-2 filler alloy[J]. *Materials Research Innovations*, 2014, 18(4): 341 – 346.
- [10] 赵旭, 孙元, 侯星宇, 等. 取向偏差对镍基单晶高温合金钎焊接头组织与力学性能的影响 [J]. *金属学报*, 2020, 56(2): 171 – 181.
Zhao Xu, Sun Yuan, Hou Xingyu, *et al*. Effect of orientation deviation on microstructure and mechanical properties of nickel-based single crystal superalloy brazing joints[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2020, 56(2): 171 – 181.
- [11] 李琪, 刘凤美, 乐雄, 等. 热处理对 80 μm 间隙下 IC10 高温合金 TLP 扩散焊组织及高温性能的影响 [J]. *焊接学报*, 2021, 42(5): 36 – 44.
Li Qi, Liu Fengmei, Le Xiong, *et al*. Effect of heat treatment on microstructure and high temperature properties of IC10 superalloy TLP diffusion welding under 80 μm gap[J]. *Transactions of the China Welding Institution*, 2021, 42(5): 36 – 44.
- [12] Lang Zhenqian, Zou Taiyong, Ye Zheng, *et al*. High-performance brazing of single crystal superalloys with Ni-Cr-Ta filler material [J]. *Materials & Design*, 2024, 237: 112576.
- [13] Dinkel M K, Heinz P, Pyczak F, *et al*. New boron and silicon free single crystal-diffusion brazing alloys [C]//Proceedings of the International Symposium on Superalloys, 2008: 211 – 220.
- [14] Neumeier S, Dinkel M, Pyczak F, *et al*. Nanoindentation and XRD investigations of single crystalline Ni-Ge brazed nickel-base superalloys PWA 1483 and René N5[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2011, 528: 815 – 822.
- [15] Laux B, Piegert S, Rösler J. Advanced braze alloys for fast epitaxial high-temperature brazing of single-crystalline nickel-base superalloys[J]. *Journal of Engineering for Gas Turbines and Power*, 2010, 132: 032101-1 – 032101-7.
- [16] 李文文, 陈波, 熊华平, 等. 第二代单晶高温合金 DD6 高性能钎焊接头的组织及力学性能 [J]. *金属学报*, 2021, 57(8): 959 – 966.
Li Wenwen, Chen Bo, Xiong Huaping, *et al*. Microstructure and mechanical property of the second-generation single-crystal su-
- peralloy DD6 joint[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2021, 57(8): 959 – 966.
- [17] Zhou T J, Ding H S, Ma X P, *et al*. Effect of precipitates on high-temperature tensile strength of a high W-content cast Ni-based superalloy[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2019, 797: 486 – 496.
- [18] Fleischmann E, Miller M K, Affeldt E, *et al*. Quantitative experimental determination of the solid solution hardening potential of rhenium, tungsten and molybdenum in single crystal nickel-based superalloys[J]. *Acta Materialia*, 2015, 87: 350 – 356.
- [19] 潘晟, 谢光, 王莉, 等. Re 和 W 对铸态镍基单晶高温合金再结晶的影响 [J]. *金属学报*, 2016, 52(5): 538 – 548.
Pu Sheng, Xie Guang, Wang Li, *et al*. Effect of Re and W on recrystallization of as-cast Ni-based single crystal superalloys[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2016, 52(5): 538 – 548.
- [20] 王博, 张军, 潘雪娇, 等. W 对第三代镍基单晶高温合金组织稳定性的影响 [J]. *金属学报*, 2017, 53(3): 298 – 306.
Wang Bo, Zhang Jun, Pan Xiaoqiao, *et al*. Effects of W on microstructural stability of the third generation Ni-based single crystal superalloys[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2017, 53(3): 298 – 306.
- [21] Zhou Zhangrui, Liu Lirong, Lü Peisen, *et al*. Tensile properties and deformation mechanisms of two low-cost second-generation single crystal superalloys designed by optimization of Re and W compositions at various temperatures[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2023, 960: 170840.
- [22] 潘晟, 谢光, 郑伟, 等. W 和 Re 对固溶态镍基单晶高温合金变形和再结晶的影响 [J]. *金属学报*, 2015, 51(2): 239 – 248.
Pu Sheng, Xie Guang, Zheng Wei, *et al*. Effect of W and Re on deformation and recrystallization of solution heat treated Ni-based single crystal superalloys[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2015, 51(2): 239 – 248.
- [23] Ji J Y, Zhang Z Y, Chen J S, *et al*. Effect of refractory elements M (=Re, W, Mo or Ta) on the diffusion properties of boron in nickel-based single crystal superalloys[J]. *Vacuum*, 2023, 211: 111923 – 1-111923-8.

第一作者: 张永志, 博士, 高级工程师; 主要从事航空发动机焊接与增材制造技术研究; Email: zhyz_019@163.com.

(编辑: 刘启明)