

层是成功的,对同类型设备的修复再制造提供了实践经验。

参考文献

- [1] 徐国涛,张洪雷,王悦,等.连续退火炉炉底辊的显微结构分析[J].科研与生产,2005,43(2):19-21.
- [2] Jasim K M, Rawling R D, West D R F. Pulsed laser sealing of plasma-sprayed layers of 8 wt percent yttria stabilized zirconia[J]. Journal of Materials Science, 1992, 27(14): 3903-3910.
- [3] 卢国起,阎殿然,何继宁,等.连续退火炉炉底辊涂层的研究进展[J].热加工工艺,2007,36(7):68-70.
- [4] Molian P, Rajasekhara H. Laser melt injection of BM powers on tool steels I: microhardness and structure [J]. Wear, 1987, 114(1): 19-27.

- [5] 高阳,佟百运,梁勇.激光熔覆 Ni 基合金涂层的结构与性能[J].材料研究学报,2003,17(1):87-91.
- [6] 胡木林,谢长生,王爱华.激光熔覆材料相容性的研究进展[J].金属热处理,2001(1):1-8.
- [7] 吴莹,牛焱.激光熔覆添加碳化钨的镍基合金层的组织和硬度研究[J].材料保护,2005,38(2):61-63.
- [8] 居毅,郭邵义,李宗全.金属表面激光合金化及熔覆处理的研究进展[J].材料科学与工程,2002,20(1):143-145.

第一作者简介: 李金龙,1980年出生,硕士,高级工程师;主要从事机械加工与制造、焊接材料与技术方面的科研与教学工作。

通信作者简介: 薛春娥,1971年出生,副教授,高级工程师;主要从事模具设计、3D打印、机械设计与制造方面的研究及教学工作。

GH4413 镍基高温合金液相扩散焊接头 微观组织及性能研究

姜泽东

(常州工程职业技术学院,江苏 常州 213164)

摘要: 以 BNi-2 作为填充合金材料使用液相扩散焊对 GH4413 合金进行了连接,研究了在焊接温度为 1 030 ℃ 和 1 080 ℃,保温时间分别为 30 min 和 60 min 等不同焊接参数下 GH4413 镍基高温合金的接头微观组织、成分分布和显微硬度。扫描电镜(SEM)以及能谱分析结果表明,当焊接温度为 1 080 ℃,保温时间为 60 min 时,钎缝组织中形成了性能良好的固溶体,并且随着焊接温度的升高和保温时间的增加,钎缝的宽度增加,钎料元素向母材中的扩散深度逐渐增加,在母材近缝区形成了金属间化合物。

关键词: 镍基高温合金;液相扩散焊;微观组织
中图分类号: TG442

0 前言

镍基高温合金具有良好的高温抗腐蚀性能和抗氧

化性能,并且具备良好的高温热强性。因此,在航空发动机工业中有着广泛的应用^[1-2]。除了基本元素 Ni 之外,镍基高温合金还拥有着大量的强化元素,例如铬、钨、铝、钼、钒、钴、钛以及一些稀土元素等。由于在熔焊方法下镍基高温合金较易出现强度降低和裂纹等缺陷^[3-4],所以,一般连接镍基高温合金采取非熔化焊的措施。液相扩散焊(TLP)作为一种等温扩散钎焊技术,

收稿日期:2018-12-24

基金项目:江苏高校品牌专业建设工程资助项目(TAPP)(PPZY2015C235)

doi: 10.12073/j. hj. 20181224006

已成为连接高温合金特别有效的并拥有使用价值的连接方法,在对镍基高温合金的连接方式上具备实际的使用价值^[5-15]。文中以 BNi-2 作为填充材料使用液相扩散焊对 GH4413 合金进行了连接,研究了在焊接温度和保温时间等焊接参数下 GH4413 镍基高温合金的接头微观组织、成分分布和显微硬度。

表 1 GH4413 合金成分(质量分数,%)

Cr	Co	C	W	Mo	Al	Ti	V	Ag
15.14	0.63	0.077	6.48	3.53	2.56	2.06	0.42	0.000 1
B	Si	Fe	Ce	Mn	P	S	Cu	Ni
0.014	0.077	0.42	0.01	0.01	0.002	0.002	0.01	余量

表 2 BNi-2 钎料成分(质量分数,%)

Cr	B	Si	Fe	Ni
7.3	3.2	4.6	3.1	余量

液相扩散焊之前,先对试样进行砂纸打磨,该次试验使用 180 号、320 号、500 号砂纸逐级打磨,先以机械清理的方法将 GH4413 合金表面的氧化膜去除,然后使用超声波振动,将母材置于丙酮中,振动 5~10 min 以去除试样表面的吸附层^[16],之后再对试样吹干后装配完成进行试验。按照图 1 所示的方法装配。使用 50~100 g 重物置于试样上方以保证中间层与母材之间充分接触,并在试样底部和上表面放置云母,防止填充金属扩散后与支撑台和重物连接。试验主要设备有真空炉(KJL-2)、ZEISS 金相显微镜、扫描电镜(JEOL JSM-6480)、能谱分析仪(Oxford-7573)和 MH-5D 微型硬度计等。

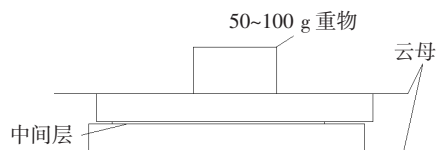


图 1 试样装配示意图

2 试验结果分析

将焊接完的试样线切割加工后镶嵌、编号、打磨抛光后,使用 2 g CuSO_4 + 10 mL HCl + 0.5 mL H_2SO_4 + 8 mL H_2O 腐蚀剂在室温下对焊缝进行擦拭腐蚀,在焊缝处呈现灰暗色时停止腐蚀,腐蚀时间约为 5~6 s。腐蚀完后,需将表面的腐蚀液冲洗干净,再使用酒精冲洗、吹干。将腐蚀后的试样使用扫描电镜(SEM)观察

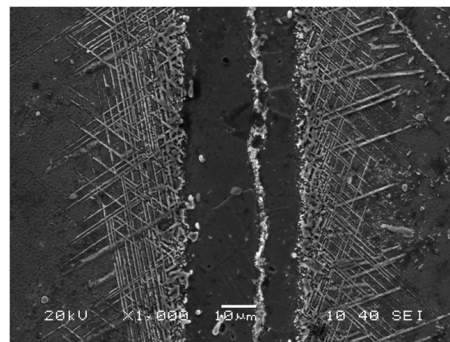
1 试验方法及过程

试验材料为 GH4413 镍基高温合金钢,试件尺寸为 20 mm × 10 mm × 2 mm,化学成分见表 1。选用的钎料为 BNi-2 作为填充合金材料,厚度为 20 μm ,该钎料成分见表 2。

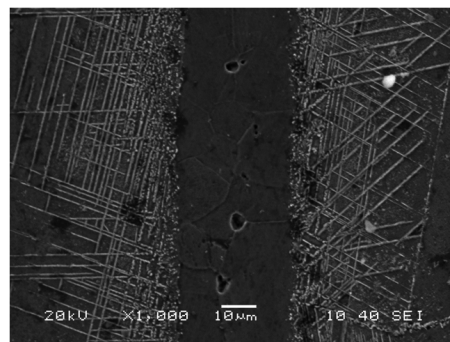
端口的微观组织,用能谱仪(EDS)对端口进行点分析和线分析,测定反应物的元素组分,从而确定界面上的金属间化合物、固溶体的成分以及分布情况。鉴于液相扩散焊的特点,通过调整焊接过程中的主要参数温度和时间设计出不同参数的对比试验,进而对比分析出不同焊接工艺参数对焊缝力学性能和组织形貌的影响。

2.1 不同保温时间对接头的影响

图 2 显示了焊接温度为 1 030 $^{\circ}\text{C}$,保温时间分别为



(a) 30 min



(b) 60 min

图 2 1 030 $^{\circ}\text{C}$ 下不同保温时间接头微观组织

30 min,60 min,所得到的 SEM 图。

对比图 2a 与 2b 可发现,在 30 min 保温时间下,由于保温时间不充足,钎料中的 B,Si 等元素向母材中扩散较少,使得它们和钎料中其他元素反应形成了金属间化合物,并且这些金属间化合物在焊缝中心大量的残留。而在60 min的保温时间下,钎料中的 B,Si 元素向母材中大量扩散,使得焊缝中心处的金属间化合物明显减少,而在焊缝中出现大量的固溶体相。

图 3 主要为 1 030 ℃下保温 60 min 的焊缝上特定点的组分分析图。表 3 表示了图中特定点的元素成分概况。在图 3 中可看到焊缝中形成了大量的固溶体,并且没看到金属间化合物的存在^[17-18]。结合表 3 中的 b,c 点元素质量分数,可看到该处含有 Cr,Ni,Si,Fe,所以可以推断,该处形成了Ni和Si的固溶体。在母材

的近缝区可以看到一些金属间化合物,而根据点 a 的成分,未发现 Si,由于能谱仪对 B 元素不敏感,无法显示 B 元素的含量,因此可以断定这些是硼化物,元素 B 沿着晶界扩散至母材中与附近的Cr,Ni及其他一些金属

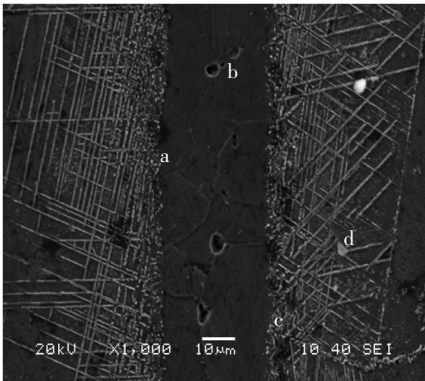


图 3 1 030 ℃ ×60 min 接头特定点示意图

表 3 图 3 中各指定点成分情况(质量分数,%)

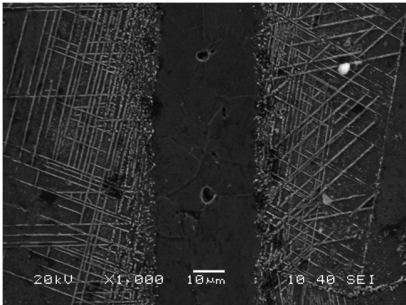
位置	Al	Ti	V	Cr	Ni	Mo	W	Si	Fe
a	3.71	2.00	1.06	22.01	62.89	4.48	3.85	—	—
b	—	—	—	10.54	80.65	—	—	6.66	2.15
c	—	—	—	14.15	80.10	—	—	3.39	2.36
d	2.04	1.62	—	19.88	67.26	3.77	4.17	—	1.26

形成了化合物。

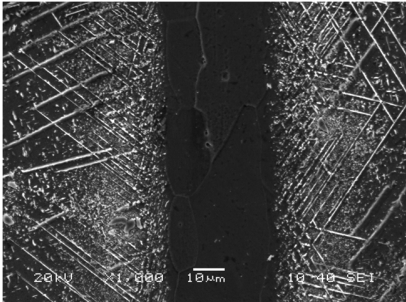
2.2 不同焊接温度对接头的影响

图 4 为焊接温度1 030 ℃及 1 080 ℃、保温 60 min 的接头界面处的 SEM 图。由图 4 可知,在焊缝中基本未发现金属间化合物而是形成了大量的固溶体组织。对比图 4a 与 4b 后可以发现,图 4a 中的晶界处有许多点状化合物,这是由于温度相对较低,B 元素的扩散不充分,在晶界处存在富集,并与晶界处的元素反应形成化合物。随着温度的升高,钎料中的 B 元素的活性会提高,进而扩散速度加快,使得除了在晶界处之外,母材近缝区也形成了一些点状化合物,如图 4b 所示。同时可以看到在母材近缝区的细针状金属间化合物随着温度升高而减少。但是在距焊缝较远处,1 080 ℃温度下仍然形成了较多的金属间化合物,表明在温度升高的情况下,钎料中的 B 元素原子活性增加,扩散速度变快,扩散距离增加。

图 5 为相同的保温时间 60 min 时,焊接温度分布为 1 030 ℃和 1 080 ℃的接头元素线扫描结果。由于



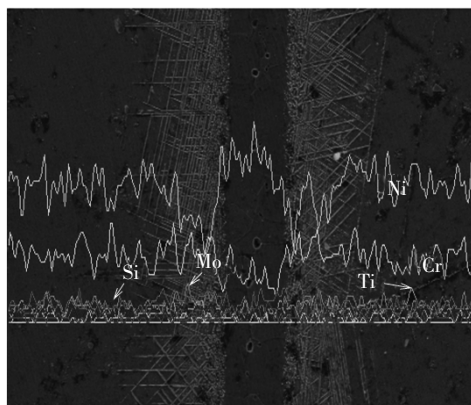
(a) 1 030 ℃



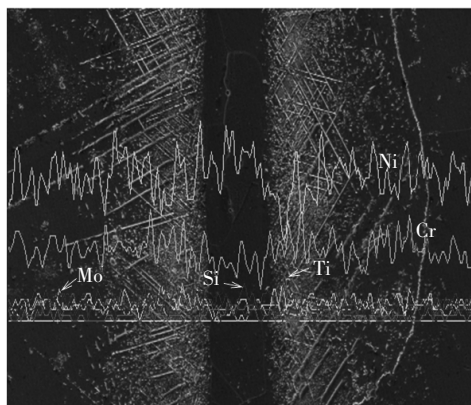
(b) 1 080 ℃

图 4 60 min 保温时间不同焊接温度时接头界面的微观组织

使用的钎料为 BNi-2 镍基合金并且母材中的主要元素也是镍,所以在图 5 中可看到元素 Ni 的含量在不同的温度下都比较多,并且在不同的焊接温度下,Ni 元素含量的峰值均处于接头的中心,同时 Si 元素在焊缝中的含量也比母材中的含量高,而元素 Cr 的含量峰值基本处于近缝区,表明在焊缝中心的位置上形成了以镍基为主的硅固溶体,在母材近缝区除了存有 Ni 基金属间化合物外还形成了一些 Cr 基金属间化合物。



(a) 1 030 °C



(b) 1 080 °C

图 5 60 min 保温时间不同焊接温度下接头能谱分析

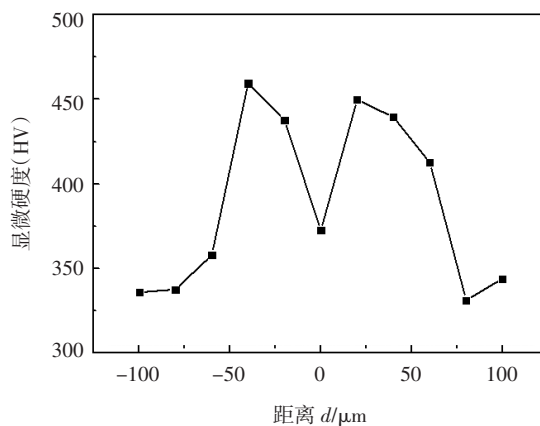
2.3 接头显微硬度分布分析

为测定 TLP 连接所得焊缝及其附近的显微组织硬度,试验使用微型硬度计 MH-5D,施加载荷为 25 g,打点时间为 5 s。

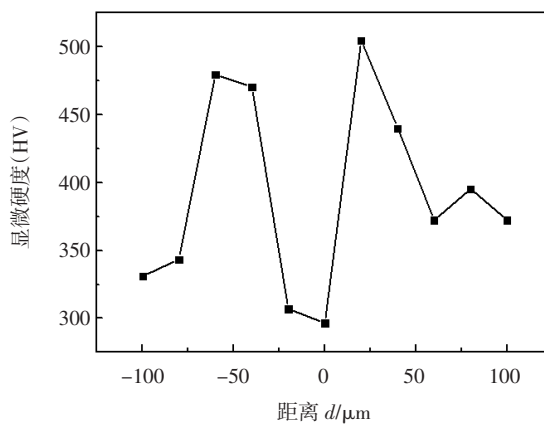
2.3.1 保温时间对接头硬度的影响

图 6 反应了不同焊接温度不同保温时间下接头的显微硬度分布情况。通过对比不同保温时间所得硬度图,选出最具代表的 60 min 保温时间所得接头的显微硬度情况作如下分析。从图 6b 中可看到在焊缝中心

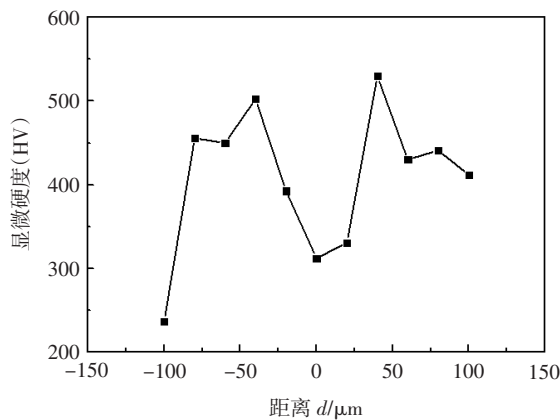
处的硬度最低,并且在界面处存在一个硬度的峰值,紧接着硬度出现了骤降,然后距离焊缝较远处的硬度趋于平稳。通过前面接头微观组织分析可知,因为在焊缝中形成了大量的固溶体组织,所以该区域内的硬度较低^[19]。同时,在母材界面处或者近缝区,硬度会出现一个峰值,可能是由于一方面钎料中的 B 元素会沿着晶界扩散并与附近的元素反应形成硼化物,另一方面



(a) 1 030 °C×30 min



(b) 1 030 °C×60 min



(c) 1 080 °C×60 min

图 6 不同焊接温度,不同保温时间接头硬度分布

该处的元素较多形成了复杂的金属间化合物。随着距离焊缝越来越远,由于焊接温度较低,B 元素的扩散距离还未达到,所以在母材的近缝区的硬度会骤降并趋于平稳。对比图 6b,可发现图 6a 中在焊缝中心处的硬度偏高,这是由于保温时间较短,在焊缝中心处存在一些金属间化合物。

2.3.2 焊接温度对接头硬度的影响

通过图 6a 与图 6b 两硬度分布图的比较可知,在接头中心位置上均具有较低的硬度,表明在该位置上形成了具有良好塑韧性的固溶体组织。而在母材与焊缝的界面处,由于形成了大量的 Ni-Si, Ni-B 和 Cr-B 等金属间化合物使得该处的硬度呈现上升趋势。同时,1 080 ℃ 温度条件下,在距离焊缝 80 μm 处,硬度仍然较高,这是由于温度升高,原子活性升高,导致了元素扩散距离增加并形成了金属间化合物。

3 结论

(1)使用 BNi-2 镍基合金作为填充金属钎焊镍基高温合金 GH4413 时,焊接接头与母材间的元素相互扩散熔解随着保温时间增加和钎焊温度提升而变充分,金属间化合物相应减少且形成区域与焊缝距离稍有增加。

(2)在钎焊过程中,钎料主要以 B 元素沿母材晶界处扩散,并在母材近缝区附近形成了一定量的金属间化合物。

(3)保温时间增加使得焊缝中心形成固溶体组织更充分;焊接温度升高会导致元素扩散距离增加。

(4)试验中,使用 1 080 ℃ 焊接温度保温时间为 60 min 时,接头中存有的金属间化合物最少,并且在焊缝中生成综合性能良好的固溶体。

参考文献

- [1] 韩冷. GH99 高温合金 TLP 连接工艺与组织性能研究[D]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学硕士学位论文, 2010.
- [2] 杜文浩. GH3128 镍基高温合金液相扩散连接工艺及组织性能研究[D]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学硕士学位论文, 2007.
- [3] Bose D, Datta A, Cristotaro N D. Comparison of gold-nickel with foils nickel base metallic glass brazing[J]. Weld Journal, 1991, 60(10): 29-342.
- [4] Umelltra S, Alldoh Y, Hirono S, et al. Nanoindentation and nanowear tests on amorphous carbon films[J]. Philosophical Magazine A, 1996, 74(1): 1143-1157.

- [5] 曲文卿. 异种材料 TLP 扩散连接过程及界面力学失配性研究[J]. 北京: 北京航空航天大学出版社, 2000.
- [6] 张启运, 庄鸿寿. 钎焊手册[M]. 北京: 机械工业出版社, 1998.
- [7] 庄鸿寿, E·罗格夏特. 高温钎焊[M]. 北京: 国防工业出版社, 1989.
- [8] 毛唯, 李晓红, 周媛, 等. DD3 单晶合金 TLP 扩散焊接头的高温拉伸性能和持久性能[J]. 焊接, 2008(3): 28-31.
- [9] 毛唯, 李晓红, 周媛, 等. DD6 单晶合金 TLP 扩散焊试样匹配性对接头持久性能的影响[J]. 焊接, 2009(2): 53-55.
- [10] Cao Jian, Song Xiaoguo, Zheng Zujin, et al. Effect of diffusion time on interfacial microstructure of TLP joints of DD6 single crystal superalloy[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2011, 32(7): 13-16.
- [11] Lin Tiesong, He Peng, Han Leng, et al. Microstructure analysis of TLP bonded joint of GH99 alloy[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2012, 33(3): 25-28.
- [12] Li Xiaohong, Mao Wei, Zhong Qunpeng, et al. Microstructure and stress-rupture property of TLP diffusion bonded DD3 single crystal superalloy joints[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2012, 33(7): 1-4.
- [13] Lang Bo, Hou Jinbao, Wu Song. Microstructure and mechanical properties of IC10 single crystal superalloy transient liquid phase diffusion bonding joint[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2012, 33(8): 109-111.
- [14] 范玮, 毛唯, 吴欣, 等. GH4169 与 DD6 单晶合金 TLP 扩散焊接头组织及力学性能研究[J]. 焊接, 2013(8): 37-40.
- [15] Pan Lin, Xing Li, Liu Fencheng, et al. Microstructure of transient liquid phase bonded FGH97 superalloy joint[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2013, 34(4): 89-92.
- [16] 石昆, 于治水, 李军, 等. 钎焊保温时间对 GH738 与 GH4169 镍基合金真空钎焊接头组织性能的影响[J]. 热加工工艺, 2010, 39(1): 112-115.
- [17] 中国有色金属工业协会. 二元合金相图及中间相晶体结构[M]. 长沙: 中南大学出版社, 2009.
- [18] 中国机械工程学会焊接学会. 焊接金相图谱[M]. 北京: 机械工业出版社, 1987.
- [19] 于治水, 石昆, 李瑞峰. 钎焊温度对镍基合金真空钎焊接头组织及硬度的影响[J]. 热加工工艺, 2009, 38(17): 116-119.

第一作者简介: 姜泽东, 1979 年出生, 副教授, 国际焊接工程师; 主要从事焊接等领域的科研及教学工作。