

镍基钎料钎焊 GH586 高温合金

Brazing of Superalloy GH586 with Nickel-base Filler Metals

李天文, 郭万林, 淮军锋

(北京航空材料研究院 焊接及锻压工艺研究室, 北京 100095)

LI Tian wen, GUO Wan lin, HU AI Jun feng

(Laboratory of Welding and Forging, Beijing Institute of Aeronautical Materials, Beijing 100095, China)

摘要: 采用非晶箔状 BNi82CrSiB 和 BNi81CrB 钎料以不同的保温时间进行钎焊实验,对钎焊接头进行了力学性能测试。利用扫描电镜和能谱分析对钎焊接头微观组织和断口进行观察和分析。结果表明,在钎焊温度下延长钎焊时间(60min)能够促进钎缝与扩散层的元素均匀分布,提高钎焊接头的室温和高温(930℃)拉伸性能。通过调整钎料合金成分,提高了钎焊接头的拉伸性能,高温拉伸性能提高 22.5%。接头断裂发生在近缝区基体一侧,断裂形式主要为沿晶断裂。同时讨论了 Si、B 等元素对钎焊接头的组织和性能的影响。

关键词: GH586 高温合金; 钎焊; 扩散

中图分类号: TG454 文献标识码: A 文章编号: 1001-4381(2010)10-0048-05

Abstract: The superalloy GH586 was brazed with BNi82CrSiB and BNi81CrB amorphous foils for different holding time. The joint strength was tested. The microstructure and fracture surface were analyzed by SEM and EDS. The results show that, when prolonging the brazing time(60min), alloy elements distributed more uniformly in the brazed seam and the diffusion area, and the joint strength not only at room temperature but also at 930℃ was increased. Also the joint tensile properties were increased by adjusting chemical compositions of nickel base filler alloys, and the joint strength at 930℃ was increased 22.5%. The joint fracture occurred at the base metal near the brazed seam, with an intergranular fracture mode. The influence of elements Si and B on the joint microstructures and properties was also discussed.

Key words: superalloy GH586; brazing; diffusion

高温合金既是航空发动机热区部件、航天发动机各种高温部件的关键材料,又是舰船、能源、石油化工工业领域耐热耐蚀部件的重要材料,在先进航空发动机中,高温合金的用量占到总质量的 40%~60%,制作的部件包括涡轮叶片、导向叶片、涡轮盘、压气机盘、喷嘴和燃烧室等。在美国,高温合金在航空航天发动机上的用量占到总用量的 85%^[1-3]。GH141(Rene'41)合金曾被国内外成功地用作火箭发动机涡轮盘,高温性能优于国内外广泛应用的 GH169(Inconel718)。但 GH141 合金在 800~850℃区间的高温强度和持久强度难以满足航天发展相应的工程要求。因而在其基础上,沉淀强化镍基变形高温合金 GH586 就是为了满足航天工业的发展需求而开发研制的一种新型高强韧合金^[2,3]。因 GH586 材料当前的使用方式较少涉及钎焊加工,因而针对该材料在钎焊工艺研究方面的工作较少。本工作针对该材料进行钎焊工艺及其接头

性能的研究,采用不同成分的箔状镍基钎料进行工艺实验,通过微观组织分析和接头力学性能的对比研究,进而确认钎料合金元素及所选钎焊工艺对于钎焊 GH586 合金的适应性和影响。

1 实验材料及工艺方法

1.1 基体材料

实验用基体材料为轧制后热处理状态的 GH586 高温合金棒坯(固溶状态 760℃/16h+1080℃/4h),其化学成分如表 1 所示。

表 1 GH586 合金化学成分(质量分数/%)
Table 1 Chemical compositions of GH586 alloy (mass fraction/%)

Ni	C	Cr	Co	W	Mo	Ti	Al
Bal	0.05	19.30	11.20	2.95	8.17	3.28	1.5

1.2 钎焊材料

选用自制镍基非晶箔带钎料, 厚度为 30~ 40μm。钎料的化学成分及熔化温度区间如表 2 所示。

表 2 钎料的化学成分和熔化温度区间

Table 2 Chemical compositions and melting temperature range of filler metals

No	Filler metal	Mass fraction of element/ %					Melting temperature range/ °C
		Ni	Cr	Si	B	Fe	
A#	BNi82CrSiB	Bal	7.0	4.5	3.1	3.0	970-1000
B#	BNi81CrB	Bal	15.2	-	4	-	1025-1080

1.3 钎焊工艺

打磨、清洗试样的待焊表面, 去除表面氧化膜和油污。采用超声波清洗方法去除钎料箔带的表面油污。然后将钎料和试样按次序装配入炉。试样设计为对接形式。钎焊工艺如表 3 所示。据文献[4]研究, 采用 2# 工艺可令接头性能获得明显提升, 因此本工作主要基于 2# 工艺进行研究。

表 3 钎焊工艺参数

Table 3 Brazing parameters

No	Brazing temperature / °C	Holding time/ min	Pressure/ MPa	Vacuum/ Pa
1#	Liquid temperature+ 50	10	1-5	≤ 1× 10 ⁻²
2#	Liquid temperature+ 50	60	1-5	≤ 1× 10 ⁻²

1.4 实验方法

利用真空扩散焊炉进行钎焊实验。

利用 Quanta600 环境扫描电子显微镜、Oxford 能谱仪对钎焊接头试样进行微观分析。

利用拉伸试验机对接头性能进行测试分析。

2 实验结果与分析

2.1 接头微观组织分析

图 1, 2 分别为采用 1# , 2# 工艺时钎焊接头的微观组织图。由图 1, 2 可见, 钎焊接头都出现了明显的扩散层。考虑到两个工艺均为加压扩散钎焊, 在加热温度达到钎料液相线温度时, 液态钎料即被挤出, 钎缝

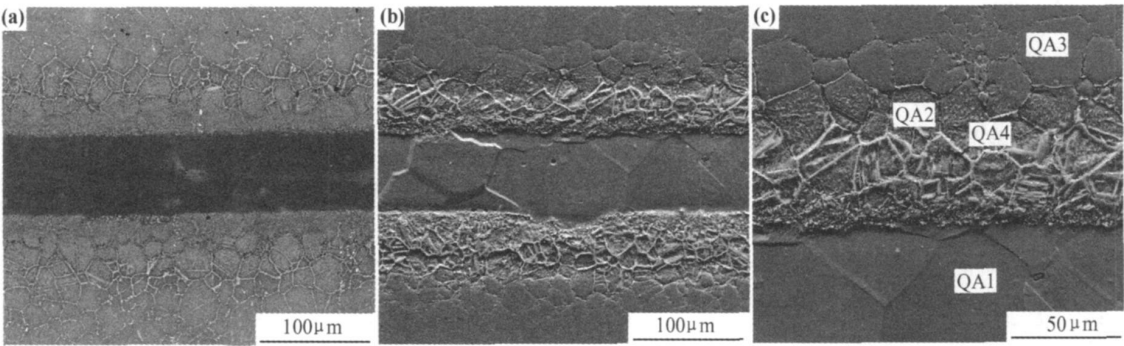


图 1 采用 1# 工艺 A# 钎料的钎焊接头微观组织图

(a) 未腐蚀; (b) 腐蚀后; (c) 图 1(b) 的放大图

Fig. 1 Microstructures of the joint brazed with A# filler metal under the 1# brazing parameters

(a) without erosion; (b) after erosion; (c) magnification of fig. 1(b)

间隙为自由间隙, 所测得钎缝厚度与试样初始加工状态有关。为了剔除钎缝自由间隙不确定所带来的影响, 采用钎缝比例 S_F 和扩散层比例 S_D 两个数据表达对比钎缝和扩散层变化的幅度和趋势。将总厚度表示为 L_T , 钎缝厚度表示为 L_F , 扩散层厚度表示为 L_D , 关系如下:

$$L_T = L_F + 2L_D \tag{1}$$

$$S_F = (L_F/L_T) \times 100\% \tag{2}$$

$$S_D = (L_D/L_T) \times 100\% \tag{3}$$

表 4 为两种工艺条件下采用 A# , B# 两种钎料的

接头钎缝及扩散层的厚度与比例。由表 4 可见, 经过 60min 保温扩散处理的钎焊试样的钎缝比例有缩小的趋势, 扩散层比例有扩大的趋势, 结果符合随保温时间延长, 元素扩散增加, 钎缝及扩散层变化的规律, 但该变化并不明显。

对比选用 A# 和 B# 两种钎料, 采用相同处理工艺时, 自由状态的钎缝厚度趋于一致, 但扩散层厚度出现了较大的变化(增厚), 这与钎料合金中 Si 和 B 元素含量的差异有关, 随着易于扩散的 B 原子增多, 扩散层的厚度明显增加。

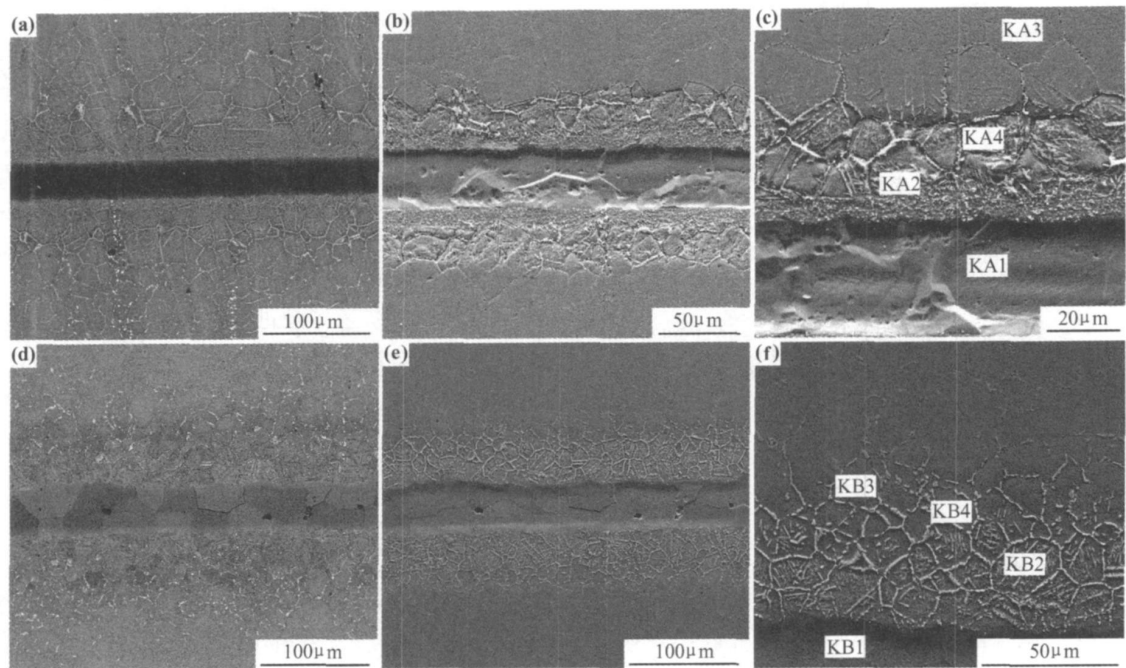


图 2 2# 工艺钎焊接头微观组织图

(a) A# 钎料接头形貌; (b) A# 钎料接头腐蚀形貌; (c) 图 2(b) 的放大图;
(d) B# 钎料接头形貌; (e) B# 钎料接头腐蚀形貌; (f) 图 2(e) 的放大图

Fig. 2 Microstructures of the joints brazed under the 2# brazing parameters

(a) without erosion(A# filler metal); (b) after erosion(A# filler metal); (c) magnification of fig. 2(b);
(d) without erosion(B# filler metal); (e) after erosion(B# filler metal); (f) magnification of fig. 2(e)

表 4 不同工艺不同钎料的接头钎缝及扩散层厚度

Table 4 Thickness of the brazed seam and diffusion layer with different filler metals under brazing parameters

No of Brazing parameter	Filler	$L_F/\mu\text{m}$	$S_F/\%$	$L_D/\mu\text{m}$	$S_D/\%$
1#	A#	66.7	31.1	74.1	34.5
2#	A#	35.0	29.2	42.5	35.4
2#	B#	36.0	23.1	60.0	38.5

图 1(b) 和图 2(b), (e) 显示, 采用两种工艺所获接头的钎缝组织中均无明显的化合物相, 形成比较均匀的组织, 这有助于接头力学性能的提高。近缝区与基体部分相比晶界明显粗化, 通过能谱分析, 晶界主要组成为碳化物, 文献[5] 表明, GH586 基体晶界上的碳化物主要是 $M_{23}C_6$ 和少量的 M_6C , 沿晶界以颗粒状断续析出。由于 B 原子半径小, 扩散系数大, 在近缝区的扩散路径长, 优先在晶界偏聚^[6], 而不进入镍铬固溶体, 从而影响了晶界碳化物的分布和聚集, 使晶界碳化物的呈网络分布。同时由于 B 元素的扩散因素, 与基体合金作用后, 使晶内发生树枝状偏析(图 1(a) 和图 2(a), (d)), 碳化物(源于含碳的 γ 相^[5]) 在晶内二次析出并重新聚集, 长成针状、片状或球状, 并有部分长成为穿晶的片层状结构。采用 1# 工艺钎焊时, 晶界和晶

内的碳化物形态多样, 沿基体和钎缝界面向基体方向取向杂乱, 而采用 2# 工艺处理时, 晶界和晶内的碳化物形态和分布取向更加整齐均匀, 降低了因组织形态多样和取向杂乱引起的较大残余应力导致的沿晶断裂的倾向。

通过对图 1(c) 和图 2(c) 中钎缝、基体中的晶界和晶内组织作能谱分析发现, 仅在钎缝部分有 Si 元素存在, 表明 Si 元素的扩散极不活跃, 钎缝主要由镍铬组成, 形成均匀的镍铬固溶体。晶界白色相为富 Cr, W, Mo 相的碳化物。采用 B# 的钎料合金不含 Si 元素, 而基体成分中含有微量的 Si 元素, 由此获得的钎焊接头在钎缝部位发现了有微量的 Si 元素存在, 说明基体中的 Si 元素也发生了缓慢的扩散, 这一点在接头界面元素的分布图上也有表现^[4]。

对比 1# 和 2# 工艺, 根据文献[4] 的钎焊接头界面元素分布的结果, 获知 Si 元素主要分布在钎缝区, 没有明显变化; 钎料和基体材料中均含 Ni 和 Cr 等元素, 基体中的 Ti, Co 元素向钎缝中扩散, 经过扩散处理后, 浓度梯度明显变缓; 而 Mo, W 元素由于扩散能力较弱, 其浓度梯度没有明显变化。

2.2 力学性能分析

采用 1# 和 2# 工艺, 并选用 A# , B# 两种不同化学

成分的钎料合金,加工了四组标准钎焊拉伸试样(对接接头),并进行了力学性能的测试分析。室温和 930℃ 的钎焊接头及与基体材料的拉伸性能结果见表 5。

表 5 GH586 合金及钎焊接头力学性能
Table 5 Mechanical properties of GH586 alloy and its brazed joints

Content	Filler	Room temperature		High temperature*	
		σ_b / MPa	δ / %	σ_b / MPa	δ / %
GH586 alloy	-	1480	24	955	40
1# process	A	745	-	173	-
2# process	A	1130	7	310	-
2# process	B	1200	11	380	1

* Note: Mechanical properties of GH586 alloy were tested at 800℃, the others were at 930℃.

表 5 结果表明,采用 A[#] 钎料合金钎焊,经过 60min 加压保温扩散处理后,接头的力学性能远高于 10min 加压扩散钎焊的接头。室温情况下,达到了基体强度的 76%。而采用 2[#] 工艺时,室温拉伸试样已经发生塑性变形。采用较优的 2[#] 工艺时, B[#] 编号的钎料合金所获接头的力学性能更优,室温性能达到了基体的 81%,对比采用同样工艺的 A[#] 钎料钎焊接头的高温性能,获得了 22.5% 的提升。

2.3 断口分析

图 3 和图 4 分别为两个工艺钎焊接头的拉伸断口形貌。分析图 3(b)和图 4(b), (e), 其断面沿晶开裂纹路能够表征断面处晶粒尺寸,实测为 27~ 36μm 之间,与文献[2] 中的 33μm 接近,可看出为明显沿晶断裂形式^[7],主要为脆性断裂。

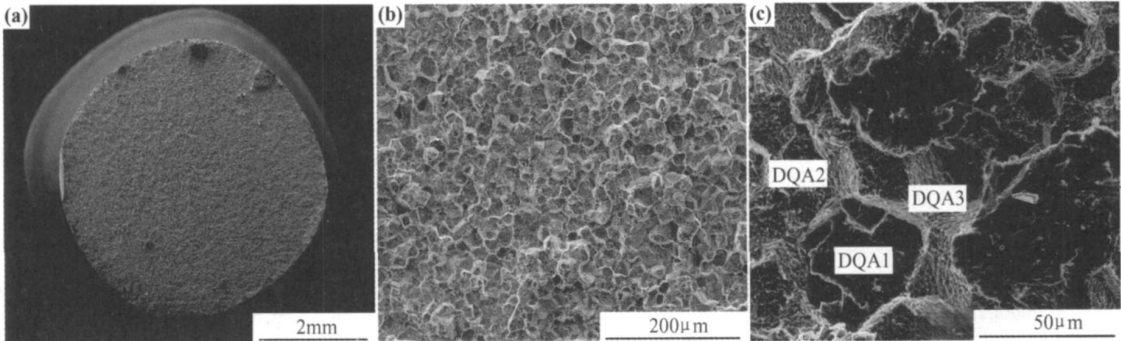


图 3 1[#] 工艺 A[#] 钎料钎焊接头拉伸断口形貌

Fig. 3 Tensile fractograph of the joints brazed with A[#] filler metal under the 1[#] brazing process

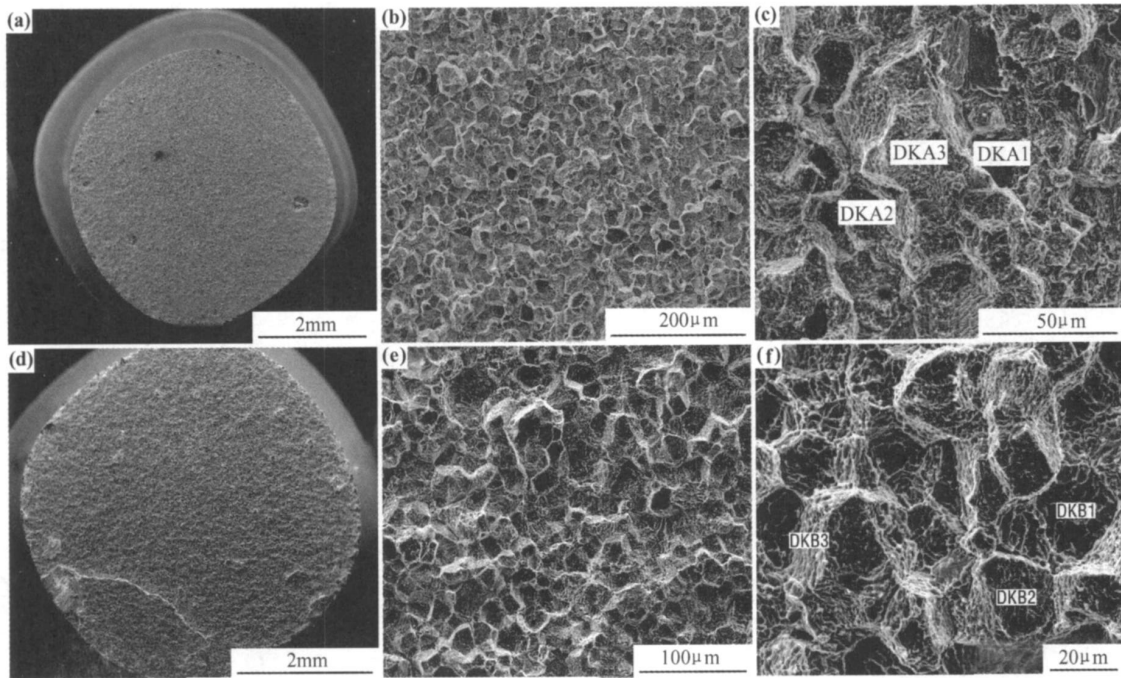


图 4 2[#] 工艺 A[#] 钎料(a),(b),(c)和 B[#] 钎料(d),(e),(f)钎焊接头拉伸断口形貌

Fig. 4 Tensile fractograph of the joints brazed with A[#] filler metal (a),(b),(c)and B[#] filler metal (d),(e),(f)under the 2[#] brazing process

对图 1~ 4(c), (f) 中的不同区域(见标注) 做能谱分析, 将各区域的 Ni, Cr 原子比例数据通过“Ni/Cr”方式处理后列于表 6 中, 同时将 B, Si, C 元素是否存在的情况也于表 6 中列出。表中“—”表示未检出, “O”表示检出。由表 6 数据可见, 钎焊接头界面中靠近基体的部分(图上标注格式为 $\times\times 3$), 试样断口中的黑色断面(标注格式为 $D\times\times 1$) 和解理阶梯处(标注格式为 $D\times\times 3$) Ni/Cr 原子比均分布于 2 左右, 而钎缝处的 Ni/Cr 原子比则远高于此。由此可知, 断裂发生在 Ni/Cr 原子比均接近于 2 左右的近缝区的基体部位。通过查阅 Cr-Ni 二元相图^[8] 可知, 由于斜方型 Ni_2Cr (α) 可稳定存在, 其在对高温合金起强化作用的同时, 也增大了该区域的变形难度, 致使在随后的变形过程中沿着以不同的 Ni_2Cr 为核心的相邻界面之间产生应力集中, 使断裂更易于发生在此处。

表 6 各检测区域的 Ni/Cr 原子比和 B, Si, C 元素分布

Table 6 Ratio of atom Ni/Cr and distribution of element B, Si, C in test areas

	Test area	Ratio of atom	B	Si	C
Fig. 1(c)	QA1	7.35	—	O	—
	QA2	0.96	—	—	O
	QA3	2.10	—	—	—
	QA4	0.74	—	—	O
Fig. 2(c)	KA1	5.65	—	O	—
	KA2	1.76	—	—	O
	KA3	2.22	—	—	—
	KA4	0.69	—	—	O
Fig. 2(f)	KB1	3.82	—	O	—
	KB2	1.96	—	—	O
	KB3	2.32	—	—	—
	KB4	0.71	—	—	O
Fig. 4(c)	DQA1	2.12	—	—	O
	DQA2	2.54	—	—	O
	DQA3	1.94	O	—	O
Fig. 5(c)	DKA1	2.14	—	—	O
	DKA3	1.98	O	—	O
Fig. 5(f)	DKB1	2.05	—	—	O
	DKB2	1.37	—	—	O
	DKB3	2.00	O	—	O

而在图 3(c) 和图 4(c), (f) 的钎焊接头断口各区域中, 均未检测到 Si 元素, 证实了该沿晶断裂发生在近缝区基体, 而不是钎缝区域; 在解理阶梯区域的能谱分析结果中, 均出现了 B 元素分布, 证实了 B 元素易于沿晶界扩散, 发生偏聚; 各点的能谱分析结果中, 均

出现 C 元素, 表明断裂沿着碳化物界面进行。

3 结论

(1) 在钎焊温度下, 采用 60min/(1~ 5) MPa 的处理工艺, BNi81CrB 钎料合金钎焊接头的钎缝有缩小而扩散层厚度增大的趋势。相应的钎焊接头室温拉伸性能可以达到母材的 81%, 930℃时的拉伸性能对比采用相同工艺的 BNi82CrSiB 钎焊接头有 22.5% 的提升。

(2) 两种工艺条件下钎缝形成均匀的镍铬固溶体相, 均未出现明显的化合物相。在近缝区, 因 B 元素优先沿晶界的扩散, 影响了碳化物在晶界聚集分布的状态, 形成网状分布。在晶内碳化物二次析出, 形成针状、片状或球状分布。不易扩散的 Si 元素则主要分布在钎缝区。

(3) 由于斜方型 Ni_2Cr 的稳定存在, 易使断裂发生在近缝区基体上。

(4) 室温拉伸断裂发生在近缝区基体部位, 沿晶界碳化物界面扩展, 主要形式为脆性沿晶断裂。

参考文献

[1] 高技术新材料要览编委会. 高技术新材料要览[M]. 北京: 中国科学技术出版社, 1993.

[2] 谢世殊. 变形盘材镍基合金的高温强度及疲劳裂纹扩展行为[D]. 沈阳: 东北大学博士学位论文, 1999.

[3] 黄进峰, 赵光普, 焦兰英, 等. 火箭发动机用合金 GH202 和 GH586 燃烧事故分析[J]. 钢铁研究学报, 2005, 17(3): 68~ 71.

[4] 李天文, 郭万林, 淮军锋. BNi82CrSiB 钎料钎焊 GH586 高温合金的工艺研究[J]. 焊接, 2010, (1): 52~ 56.

[5] 胥国华. GH586 合金热加工参数及热处理制度的研究[D]. 沈阳: 东北大学硕士学位论文, 2004.

[6] 张启运, 庄鸿寿. 钎焊手册[M]. 北京: 机械工业出版社, 2008.

[7] 李炯成, 林德成. 金属材料金相图谱(下册) [M]. 北京: 机械工业出版社, 2006.

[8] 长崎诚三, 平林真. 二元合金状态图集[M]. 刘安生, 译. 北京: 冶金工业出版社, 2004.

收稿日期: 2010-06-20; 修订日期: 2010-07-27

作者简介: 李天文(1977—), 男, 工程师, 主要从事航空钎焊材料及钎焊工艺研究, 联系地址: 北京市 81 信箱 20 分箱(100095), E-mail: li_tianwen@126.com