

特约专栏

Ni71CrSi 中间层钎焊连接 C/C 复合材料 与镍基高温合金 GH3044

张鑫, 史小红, 王杰, 李贺军, 李克智

(西北工业大学凝固技术国家重点实验室 C/C 复合材料工程中心, 陕西 西安 710072)

摘要: 以 Ni71CrSi 为中间层在 1 180 °C × 30 min 的钎焊条件下, 对 C/C 复合材料和镍基高温合金进行钎焊试验。研究了 Ni71CrSi 对 C/C 复合材料和表面 SiC 改性的 C/C 复合材料的润湿性。利用扫描电子显微镜、能谱分析仪、万能试验机和微米压痕仪分别对接头的界面组织、显微硬度和剪切断裂过程进行了研究。结果表明, 表面未改性的 C/C 复合材料在连接过程中直接失效, 而表面 SiC 改性的 C/C 复合材料与镍基合金的接头连接良好, 且接头剪切强度达到 35.08 MPa, 断裂方式呈假塑性断裂。机理分析表明, 镍基钎料较好地润湿表面 SiC 改性的 C/C 复合材料, 接头的显微硬度分布呈中间高两边低的变化趋势, 且形成了表面改性 C/C/Ni(s.s) + Cr₇C₃ + Ni₃Si/Ni(s.s) + Cr₃C₂ + Ni₃Si/Ni(s.s) + Cr₃C₂ + MC + Ni₃Si/Ni₃Si + MC + Ni(s.s)/GH3044 界面结构。

关键词: C/C 复合材料; 镍基高温合金; 钎焊; 界面结构; 断裂方式

中图分类号: TB332 **文献标识码:** A **文章编号:** 1674-3962(2013)11-0665-06

Brazing of C/C Composites and GH3044 Ni-Based Superalloy Using Ni71CrSi as the Interlayer

ZHANG Xin, SHI Xiaohong, WANG Jie, LI Hejun, LI Kezhi

(C/C Composites Technology Research Center, State Key Laboratory of Solidification Processing
Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China)

Abstract: C/C composites and Nickel-based superalloy GH3044 were brazed at 1 180 °C for 30 min using the Ni71CrSi filler as interlayer. The wettability of filler on the surface of C/C composites and SiC modified C/C composites was studied. The microstructure, microhardness and shear fracture of the joint between C/C composites and GH3044 were investigated by scanning electron microscopy, energy-dispersive spectrometry, material universal testing machine and Micro-indentation instrument, respectively. Results showed that the joint without SiC coating got failed during the brazing process. Ni71CrSi can well braze Nickel-based superalloy and C/C composites with SiC coating. The shear strength of joint with SiC coating at room temperature was up to 35.08 MPa. The joint exhibited pseudo-plastic fracture behavior. Mechanism analysis indicated that this filler could wet modified C/C composites well. The hardness distribution of the joint presented a trend with high value at the middle and low value at the both sides, and the interfacial structure of joints was: C/C composites with SiC coating/Ni(s.s) + Cr₇C₃ + Ni₃Si/Ni(s.s) + Cr₃C₂ + Ni₃Si/Ni(s.s) + Cr₃C₂ + MC + Ni₃Si/Ni₃Si + MC + Ni(s.s)/GH3044.

Key words: C/C composites; Nickel-based superalloy; brazing; interfacial structure; fracture mechanisms

1 前言

C/C 复合材料与镍基高温合金在高温环境下均具有优异的热学和机械性能, 广泛应用于航空航天领

域^[1-3]。两者虽为高温结构材料, 但是它们在结构和性能上有很大差异。如 C/C 复合材料的密度和热膨胀系数比较低, 而镍基合金的密度和热膨胀系数相对比较高; C/C 复合材料的使用温度高于镍基高温合金的使用温度, 但由于 C/C 复合材料的脆性大、生产工艺复杂以及生产成本低, 因此很难加工成复杂的零部件应用于飞行器结构部件中^[4-6]。若能实现镍基合金和 C/C 复合材料的连接, 不仅可以提高飞行器的使用温度, 还可以

收稿日期: 2013-06-01

第一作者: 张鑫, 女, 1987 年生, 硕士研究生

通信作者: 史小红, 女, 1974 年生, 副教授, 硕士生导师

DOI: 10.7502/j.issn.1674-3962.2013.11.05

降低飞行器重量和生产成本。

目前,关于 C/C 复合材料与镍基高温合金连接的研究并不多,所用连接方法主要有钎焊和扩散焊^[7-9]。C/C 复合材料与镍基高温合金连接的难度在于:①两者的物理化学性质相差大,镍基合金难以润湿 C/C 复合材料的表面;②镍合金的热膨胀系数($(12.5 \sim 16.3) \times 10^{-6} \text{ m}/^\circ\text{C}$, $20 \sim 1\,000\text{ }^\circ\text{C}$)与 C/C 复合材料的热膨胀系数($(0 \sim 2.2) \times 10^{-6} \text{ m}/^\circ\text{C}$, $20 \sim 2\,000\text{ }^\circ\text{C}$)相差大,导致接头在冷却过程中产生较大的热应力,引起在接头连接界面或界面附近产生裂纹,最终导致接头过早失效断裂^[10-11]。

为了解决 C/C 复合材料与镍基高温合金难以连接的

表 1 GH3044 镍基高温合金的化学成分(w/%)

Table 1 Chemical composition of Ni-based superalloy GH3044 (w/%)

Ni	Cr	W	Mo	Al	Ti	Fe	N	Si	others
Bal.	23.5 ~ 26.5	13.0 ~ 16.0	≤1.5	≤0.50	0.30 ~ 0.70	≤4.0	≤0.50	≤0.80	≤0.04

试样在连接前先用砂纸打磨,镍基合金要进行抛光处理,然后将所有试样再放入无水乙醇中,利用超声波进行清洗,最后烘干备用。称取适量的钎料,放入酒精溶液中,充分搅拌形成均匀的料浆,将料浆涂覆在 C/C 复合材料的待连接表面,最后将镍基合金放置在钎料上形成夹心结构。将此夹心结构放在 ZRR-55 真空热压炉中进行连接,具体连接工艺为:连接温度大于 $1\,160\text{ }^\circ\text{C}$,热压时间为 30 min ,真空度 $<1 \times 10^{-2}\text{ Pa}$ 。

在 CMT5304-30kN 万能试验机上进行室温剪切强度测试,加载速率为 $0.5\text{ mm}/\text{min}$,使用的剪切模具与文献[12]相似。通过 JSM6360 扫描电镜观察和 EDS 分析所得接头的截面组织结构和元素分布,通过 MHT-M 型微米压痕仪来确定显微硬度分布,载荷为 4 N ,加载时间为 10 s 。

3 结果与讨论

3.1 界面润湿性及连接温度的确定

钎料能否润湿并进一步与被连接材料发生反应是连接成败的关键。首先,利用文献[13]中的方法测试钎料对表面未改性的 C/C 复合材料和 SiC 涂层改性的 C/C 试样表面的润湿性。图 1 是 Ni71CrSi 钎料的 DSC 曲线,从图 1 可以看出钎料在 $1\,120\text{ }^\circ\text{C}$ 有很强的吸热峰,因此可确定钎料的熔点为 $1\,120\text{ }^\circ\text{C}$ 。试验温度一般为钎料液相线温度以上 $30 \sim 80\text{ }^\circ\text{C}$ ^[14]。本实验取连接温度为 $1\,180\text{ }^\circ\text{C}$,并在此温度下进行润湿性实验。图 2 是 Ni 基钎料在试样表面的润湿结果图,从图 2 中可以看出钎料在试样表面可以很好的铺展。但在图 2b 箭头处却看到润湿铺展的钎料与 C/C 接触的界面有裂缝,主要原因

技术问题,本文以镍基钎料 Ni71CrSi 为中间层,利用真空热压技术对 C/C 复合材料与镍基合金进行了钎焊连接,研究了钎料对基体的润湿性和接头的显微组织、断裂方式及接头的显微硬度分布。

2 试验过程

C/C 复合材料由热梯度化学气相沉积工艺制备,密度为 $1.65\text{ g}/\text{cm}^3$ 。利用包埋法在一部分 C/C 试样表面制备 SiC 涂层,以得到表面改性的 C/C 复合材料。镍基高温合金 GH3044 由西安航空发动机厂提供,其化学成分见表 1,样品的尺寸均为 $15\text{ mm} \times 10\text{ mm} \times 5\text{ mm}$ 。采用的中间层为市购的 Ni71CrSi 钎料,粉料粒度为 $74\text{ }\mu\text{m}$ 。

是 C/C 复合材料与镍基高温合金热膨胀系数相差比较大,而镍基钎料的热膨胀系数与镍基合金的热膨胀系数接近,相差较大的热膨胀系数会导致钎料在冷却的过程中产生较大的残余热应力,从而在 C/C 复合材料与钎料界面处产生裂纹。而钎料与表面改性的 C/C 复合材料的润湿界面结合十分牢固(图 2c),未观察到因残余热应力导致的裂纹(图 2d)。主要原因是因为 SiC 涂层的热膨胀系数介于 C/C 复合材料与镍基合金之间,可以起到缓冲热应力的作用^[15],从而避免了裂纹的产生。

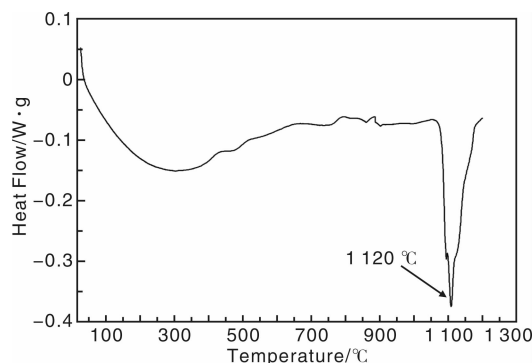


图 1 Ni71CrSi 钎料的 DSC 曲线

Fig. 1 DSC curve of Ni71CrSi

3.2 接头的微观结构分析

在 $1\,180\text{ }^\circ\text{C}$ 下连接 C/C 复合材料与镍基合金,由于热膨胀系数差距大,连接失败;而表面改性的 C/C 复合材料与镍基合金连接良好,图 3 为其接头的 SEM 照片。从图 3 中可看出,钎料与 C/C 复合材料及镍基合金界面处连接良好,没有明显的缺陷。经真空 $1\,180\text{ }^\circ\text{C} \times 30\text{ min}$ 钎焊后,接头处的 Ni 基钎料分成灰色与白色两相,且在靠近 C/C 复合材料一侧的界面区,生成一层

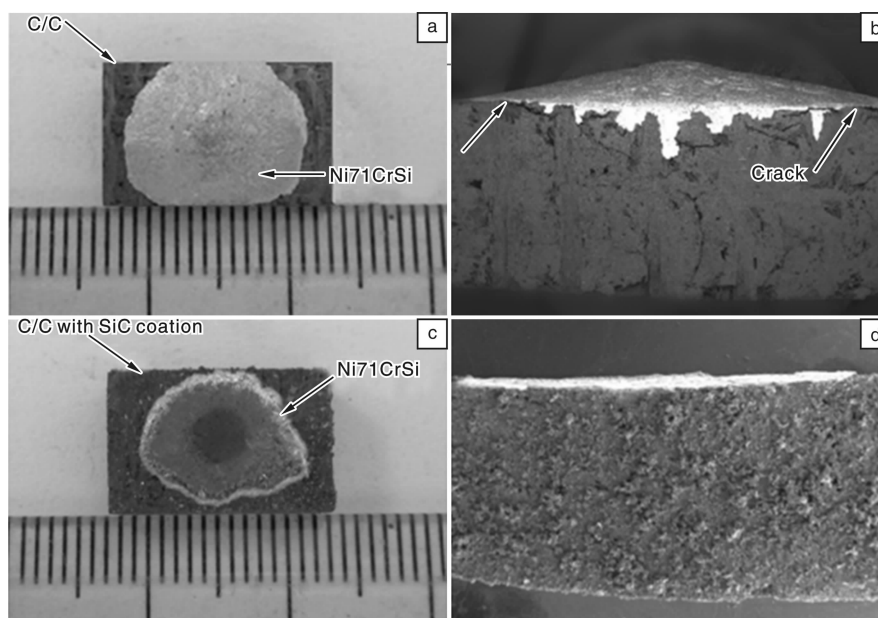


图 2 Ni 基钎料在试样表面的润湿结果: (a), (b) C/C 试样; (c), (d) SiC 表面改性的 C/C 试样

Fig. 2 The wetting result of Ni71CrSi on the surface of the sample: (a), (b) one side of C/C composite and (c), (d) one side of C/C composite with SiC modified coating

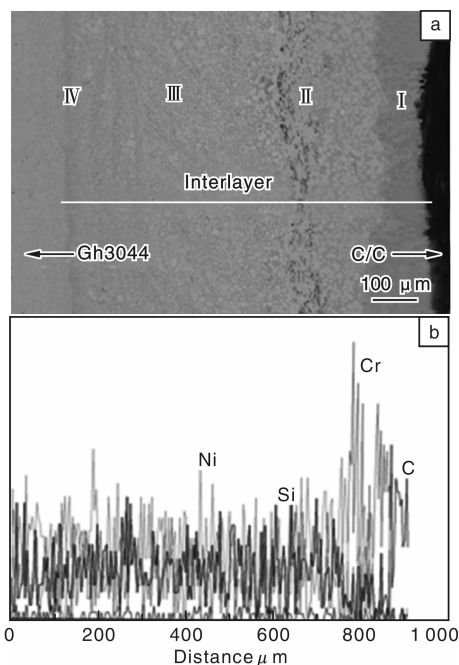


图 3 表面改性的 C/C 复合材料/镍基合金接头截面 SEM 照片 (a) 及元素线扫描图谱 (b)

Fig. 3 The SEM image of the C/C composite with SiC modified coating (a) and GH3044 joint the line-scanning EDS analysis for the cross-section of the joint (b)

含有深灰色的反应层。从线扫描图谱中看出, 钎焊过程中发生了元素的互扩散, Cr 元素在深灰色层出现富集, 而浅灰色区 Ni, Si 元素则扩散的比较均匀。

根据中间层生成反应相形态的不同, 将中间层划分

为 4 个区域。利用 EDS 对不同区域进行成分分析, 结果列于表 2 中。从图 4 可以看到在靠近 C/C 复合材料界面的 I 区点 1 处的深灰色相, C 与 Cr 元素的含量明显较多, 同时有少量 Ni, 但是未检测到 Si。这个区域 Cr 比较多的原因是: Cr 是一种强碳化物元素^[16], 会在钎焊过程中向含 C 元素比较多的 C/C 一侧富集并与 C 元素发生反应。结合相图知, 点 1 处主要包含生成物 Cr_7C_3 , 点 2 处 Ni 元素比较多, 含有少量的 C, Si, 在此温度下 Ni 和 Si 会发生共晶反应生成 Ni-Si 化合物, 因此 I 区主要由 Ni-Si 金属间化合物和 Ni 基固溶体 (即 $\text{Ni}(\text{s.s.})$) 以及分布在其上的 C-Cr 化合物构成, 而 Ni-Si 化合物一般主要以 Ni_3Si 方式存在; 在区域 II 处, 主要是在灰色相中均匀地分布着较大的白色颗粒, 而对于 III 区, 这种白色的颗粒变得细小。结合 EDS 分析 3 点和 5 点白色颗粒体 Cr 元素的含量明显低于 2 点, 说明 Cr 元素不在此区域发生偏聚, 但 Si 的含量较多, 其主要组成应为 C-Cr 化合物和 Ni-Si 的混合物。4 点和 6 点处则应该为 Ni-Si 金属间化合物和 Ni 基固溶体的混合物。白色颗粒由大变小的主要原因是越靠近镍合金一侧 (即 III 区), Cr 元素含量逐渐减少, 生成的 C-Cr 化合物也减少, 镍合金中的其他元素如 W, Ti 及 Mo, 也会与 C 元素反应生成其他碳化物 (MC)。由于其含量比较少, 故生成的碳化物颗粒也相对变得细小。IV 区靠近 CH3044 一侧, Ni 的含量相对增加, 因此其主要相为 Ni 固溶体混合物, 镍基合金中的其他元素与 C 元素生成的碳化物及少量 Ni-Si 化合物。

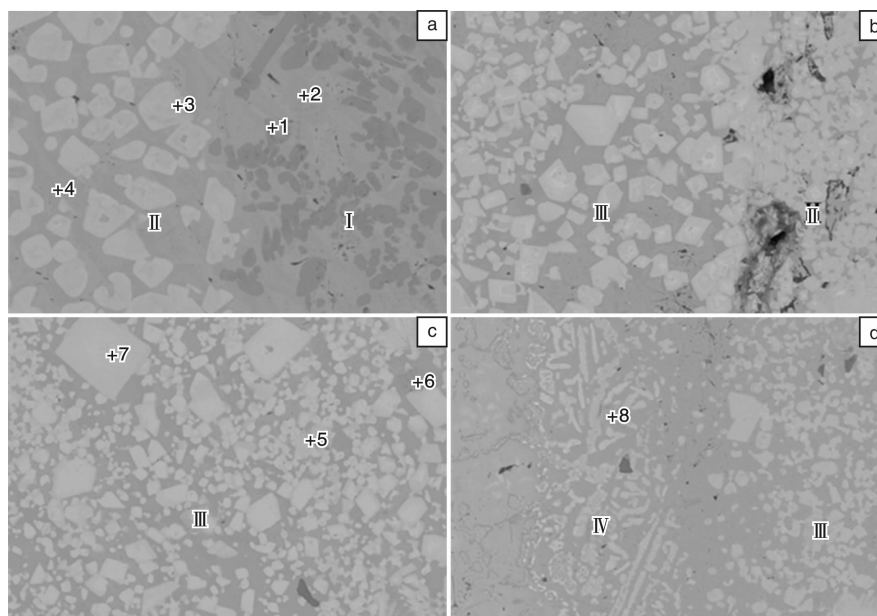


图 4 接头不同区域的 SEM 照片

Fig. 4 SEM image of different zones of joint

表 2 图 4 中不同区域的 EDS 分析结果

Table 2 The EDS analysis results of the regions marked in Fig. 4

Zone	Composition, w/%				Possible phase
	C	Si	Cr	Ni	
1	25.72	—	72.25	2.02	Cr_7C_3
2	15.84	14.71	1.24	68.21	$\text{Ni}_3\text{Si} + \text{Ni}(\text{s.s})$
3	22.73	9.94	33.30	34.03	$\text{Ni}_3\text{Si} + \text{Cr}_3\text{C}_2 + \text{Ni}(\text{s.s})$
4	19.24	13.12	1.44	66.20	$\text{Ni}_3\text{Si} + \text{Ni}(\text{s.s})$
5	32.39	10.69	25.39	31.53	$\text{Ni}_3\text{Si} + \text{Cr}_3\text{C}_2 + \text{MC}$
6	26.62	11.84	1.19	60.36	$\text{Ni}_3\text{Si} + \text{Ni}(\text{s.s})$
7	39.98	8.83	24.17	27.02	$\text{Ni}_3\text{Si} + \text{Cr}_3\text{C}_2 + \text{MC}$
8	14.80	12.99	16.21	60.01	$\text{Ni}_3\text{Si} + \text{MC} + \text{Ni}(\text{s.s})$

以上说明在钎焊过程中元素发生明显扩散, 生成了多种新相。钎焊接头的界面主要结构为: 表面改性 C/C /Ni (s.s) + Cr_7C_3 + Ni_3Si /Ni (s.s) + Cr_3C_2 + Ni_3Si /Ni (s.s) + Cr_3C_2 + MC + Ni_3Si /Ni₃Si + MC + Ni (s.s)/GH3044。

3.3 接头硬度分析

接头生成产物的不同, 会影响接头的硬度分布。图 5 为接头的硬度分布图, 可看出接头显微硬度呈中间高两边低的变化趋势。母材的硬度变化不大。在接头 II 区域显微硬度达到最大值, 说明此处生成大量脆而硬的金属间化合物相, 从图 4b 也可以看到这个区域主要分布着白色的大颗粒, 其为 Ni_3Si 和 C-Cr 化合物组成的混合物, 而 Ni_3Si 属于脆硬性相^[17]; I、III 和 IV 区域均匀缓慢变化, 向母材靠近硬度值持续下降, 这些区域 Ni

基固溶体的含量比较高, 且随着元素的进一步扩散脆性相相对减少, 因此硬度呈逐渐降低趋势。

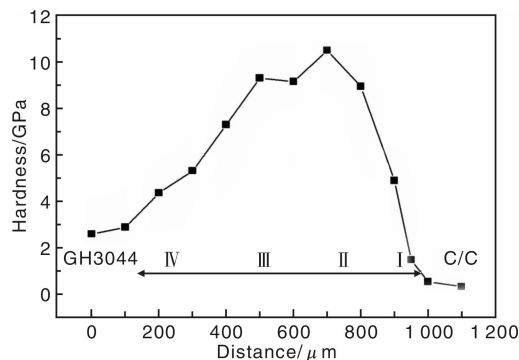


图 5 接头的硬度分布图

Fig. 5 Hardness distribution of joint

3.4 接头的剪切强度分析

由剪切强度测试结果可知, 与 C/C 复合材料相比, 钎焊试样的剪切强度比较高, 最高可达 35.08 MPa, 高于 C/C 复合材料的层间剪切强度 (26.1 MPa)。由断裂试样的侧面可以看出 (图 6a), 断裂面位于 C/C 复合材料母材的一侧, 说明接头焊接强度已经超过了 C/C 复合材料本身层间强度, 从强度测试后的断口 (图 6b) 可以看到镍合金一侧粘有大量的 C/C 复合材料。从接头的载荷-位移曲线 (图 7) 可以看到, 断裂表现为假塑性断裂。剪切分为 3 个阶段: 第一阶段接头所承载的力不断增加; 第二阶段, 接头有部分断裂, 但是仍能承受较大的力; 第三阶段, 载荷增加到一定程度时, 接头发生断裂失效。接头断口 C/C 一侧很不平整, 说明裂纹在

接头中扩展时遇到大量的阻碍, 发生多次偏转。根据断口的特点, C/C 复合材料钎焊连接强度较高的原因主要有两个: ①SiC 涂层起到很好的过渡作用, 缓冲了 C/C 复合材料与镍基高温合金因热膨胀系数不匹配所引起的热应力, 热应力在界面处的积聚转向 C/C 复合材料内; ②钎料与表面改性的 C/C 复合材料生成的反应层具有一定的韧性和强度, 导致断裂发生在 C/C 复合材料一侧。

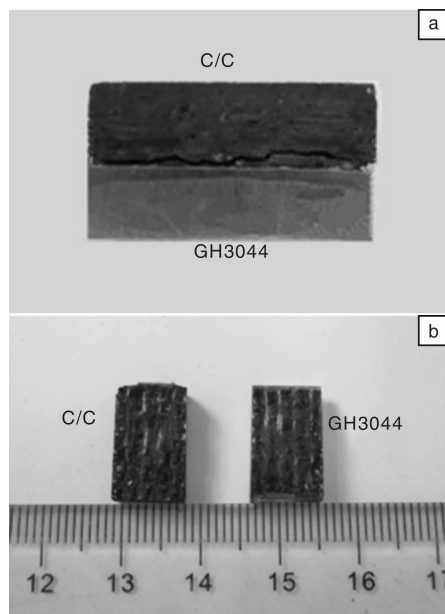


图 6 接头断裂形貌: (a) 剪切断裂试样照片, (b) 接头的断面照片

Fig. 6 Fracture morphology of joint: (a) fracture sample and (b) fracture surface of joint

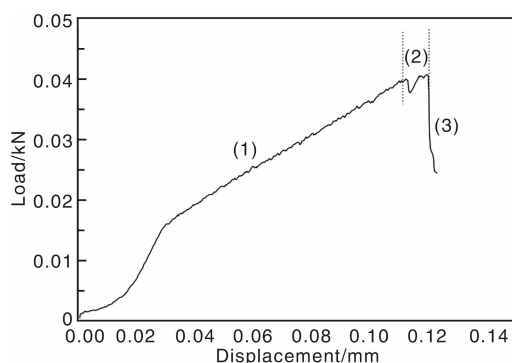


图 7 表面 SiC 改性的 C/C-GH3044 接头力-位移曲线

Fig. 7 The load-displacement curve of surface modified C/C-GH3044 joint

4 结 论

(1) 在 1 180 °C 的钎焊温度下, Ni71CrSi 钎料可以

很好地润湿 SiC 表面改性的 C/C 复合材料。由于 SiC 涂层对热应力的缓冲作用, 钎料与表面改性 C/C 复合材料的润湿界面结合牢固, 可有效避免因存在残余热应力而产生裂纹。

(2) 表面改性的 C/C 复合材料与镍基高温合金连接较好, 接头的剪切强度可达 35.08 MPa, 断裂方式呈假塑性断裂。

(3) 接头的显微硬度呈两边低中间高的趋势, 且形成表面改性 C/C/Ni(s.s) + Cr₇C₃ + Ni₃Si/ Ni(s.s) + Cr₃C₂ + Ni₃Si/Ni(s.s) + Cr₃C₂ + MC + Ni₃Si/Ni₃Si + MC + Ni(s.s)/GH3044 界面结构。

参考文献 References

- [1] Li Hejun (李贺军). 炭/炭复合材料 [J]. *New Carbon Materials* (新型炭材料), 2001, 6(2): 79-80.
- [2] Li Hejun (李贺军), Luo Ruiying (罗瑞盈), Yang Zheng (杨 峥). 碳/碳复合材料在航空领域的应用研究现状 [J]. *Journal of Material Engineering* (材料工程), 1997, (8): 8-10.
- [3] Wang Huiyang (王会阳), An Yunqi (安云岐), Li Chengyu (李承宇), et al. 镍基高温合金材料的研究进展 [J]. *Materials Review* (材料导报), 2011, 25(18): 482-485.
- [4] Wang Jie, Li Kezhi, Li Hejun, et al. Partial Transient Liquid Phase Bonding of Carbon/Carbon Composites Using Ti-Ni-Al₂O₃-Si Compound as Interlayer [J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2013, 550: 57-62.
- [5] Howling G I, Ingham E, Sakoda H, et al. Carbon-Carbon Composite Bearing Materials in Hip Arthroplasty: Analysis of Wear and Biological Response to Wear Debris [J]. *Journal of Materials Science*, 2004, 15(1): 91-98.
- [6] Guo Lingjun (郭领军), Guo Chen (郭 琛), Li Hejun (李贺军), et al. C/C 复合材料与镍基高温合金连接接头的力学性能和微观结构 [J]. *Rare Metal Materials and Engineering* (稀有金属材料与工程), 2011, 40(1): 194-198.
- [7] Shen Yuanxun, Li Zhenglin, Hao Chuanyong, et al. A Novel Approach to Brazing C/C Composite to Ni-Based Superalloy Using Alumina Interlayer [J]. *Journal of the European Ceramic Society*, 2012, 32: 1769-1774.
- [8] Tian Xiaoyu (田晓羽). *Technical and Mechanism Study on Brazing of C/C Composites to GH99 Nickel-Base Superalloy* (C/C 复合材料与 GH99 镍基高温合金钎焊工艺) [D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2010.
- [9] Zhang Shumei (张书美), Li Kezhi (李克智), Wang Jie (王杰), et al. Ni/Ti 中间层部分瞬间液相法连接 C/C 复合材料和 GH3044 [J]. *Journal of Solid Rocket Technology* (固体火箭技术), 2012, 35(3): 414-418.
- [10] Duan Huiping (段辉平), Li Shujie (李树杰), Zhang Yonggang (张永刚), et al. SiC 陶瓷与镍基高温合金的热压反应

- 烧结连接 [J]. *Chinese Journal of Rare Metals* (稀有金属), 1999, 23(5): 1-8.
- [11] Lin G B, Huang J H, Zhang H. Joints of Carbon Fiber-Reinforced SiC Composites to Ti-Alloy Brazed by Ag-Cu-Ti Short Carbon Fibers [J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2007, 189: 256-261.
- [12] Peng H, Fu Q G, Jia B L, *et al.* Thermal Shock Resistance of SiC/MAS-LAS Multilayer Joint of Carbon/Carbon Composites to LAS Glass-Ceramic [J]. *Materials Science & Engineering A*, 2012, 556: 607-611.
- [13] Zhang Yong (张勇), Zhang Guoqing (张国庆), He Zhiyong (何志勇), *et al.* Cr 与 B 对镍基高温钎料在 Cf/SiC 陶瓷基复合材料上润湿性的影响 [J]. *Transactions of the China Welding Institution* (焊接学报), 2007, 28(12): 93-96.
- [14] Zhang Qiyun (张启运), Zhuang Hongshou (庄鸿寿). *Manual of Brazing and Soldering* (钎焊手册) [M]. Beijing: China Machine Press, 2008.
- [15] Guo LJ, Li H J, Guo C, *et al.* Joining of C/C Composites and GH3128 Ni-Based Superalloy with Ni-Ti Mixed Powder as an Interlayer [J]. *Rare Metal Materials and Engineering* (稀有金属与工程), 2011, 40(12): 2 088-2 091.
- [16] Chen Jianyi (陈建毅), Huang Hui (黄辉), Xu Xipeng (徐西鹏). 钎焊超硬磨料工具的研究进展 [J]. *Tool Engineering* (工具技术) 2007, 41(2): 9-13.
- [17] Jia Lei (贾磊), Xie Hui (谢辉), Lv Zhenlin (吕振林). Ni_3Si 金属间化合物及其合金的研究现状与进展 [J]. *Foundry Technology* (铸造技术), 2008, 29(4): 542-545.

4D 打印造出“变形金刚”复合材料

据物理学家组织网近日报道, 3D 打印又添“左膀右臂”, 新 4D 打印技术制造出的复合材料能像“变形金刚”一样变换出各种形状, 有望在制造、包装和生物医学等领域“大显身手”。研究成果已发表在《应用物理快报》杂志上。

由美国科罗拉多大学波德分校力学工程系副教授杰瑞·齐和新加坡技术与设计大学的马丁·杜领导的科研团队, 将拥有“形状记忆”能力的聚合纤维混入传统 3D 打印技术使用的复合材料中, 最终制造出具有一定形状的产品, 且能变形为另一种形状。

马丁·杜表示: “在这一实验中, 最初的产品架构由 3D 打印技术完成, 接着, ‘形状记忆纤维’的编程活动开始启动, 为这一架构制造出第 4 个方面——时间依存。”

2013 年 4 月, 麻省理工学院自动化实验室创始人斯凯勒·蒂比茨首次提出 4D 打印概念。按照蒂比茨的解释, 所谓 4D 打印技术就是“自我组装”, 即材料自动变形成为预设的模型。他的研究团队曾将复合材料制成的绳子放到水中, 绳子会按照预先设计好的形状变形。

马丁·杜表示: “我们制造出了可以基于不同的物理力学原理自动变形的复合材料, 从而对蒂比茨的 4D 概念进行了扩展。使用‘形状记忆’复合纤维可为复合材料制造出满意的形状变化, 这一技术的关键在于纤维的设计架构, 包括其位置、方位等。”

该研究团队证明, 复合材料内纤维的方位和位置决定了形状记忆效果(比如折叠、卷曲、拉伸或者扭曲等)可以到达的程度, 而且, 这一效果可以通过对复合材料进行加热或冷却进行控制。

杰瑞·齐说, 3D 打印技术已经“芳龄”30 了, 但直到最近, 活性纤维才能被整合进复合材料内, 这样, 当得到的产品遭受热或机械力时, 人们可预先对其行为进行控制。

研究人员表示, 这一最新技术可以广泛用于多个领域。比如, 人们可以在功能性设备的平面架构上制造出太阳能电池板或类似的产品。这一平面架构也能变得非常紧凑以便于运输和包装。到达目的地之后, 又可以采用其他形式, 以更好地发挥其功能。

随着 3D 打印技术日趋成熟, 可打印的材料越来越多, 最新研究将有助于科学家们制造出可逆转的或可调谐的 3D 表面和固体, 这些设备可广泛应用于电动汽车、飞机和天线等领域。

(来源: 中国科技网)