

# 基材预热对激光沉积 TA15/GH4169 复合结构组织与性能的影响

何波<sup>1</sup>, 王晨<sup>1</sup>, 孙长青<sup>2</sup>, 杨光<sup>1\*</sup>, 王向明<sup>3</sup>, 苏亚东<sup>3</sup>

<sup>1</sup>沈阳航空航天大学机电工程学院, 辽宁 沈阳 110136;

<sup>2</sup>沈阳工程学院机械学院, 辽宁 沈阳 110136;

<sup>3</sup>航空工业沈阳飞机设计研究所, 辽宁 沈阳 110035

**摘要** 将基材预热至 100 °C 和 400 °C, 采用激光沉积制造技术制备了直接过渡 TA15/GH4169 复合结构, 研究了预热温度对 TA15/GH4169 微观组织、残余应力及显微硬度的影响。结果表明: 基材预热对复合结构成形质量的影响较大; 基材未预热时, 复合结构在界面处断裂; 预热基材至 400 °C 后, 成形质量得到了改善, 在界面处形成了厚度约为 0.33 mm 的过渡区; 随预热温度升高, GH4169 侧的残余应力明显降低; 预热基材至 100 °C 时, 残余应力值较未预热时降低了 21.59%, 预热至 400 °C 时, 残余应力降低了 33.19%; 复合结构的显微硬度随预热温度升高呈轻微下降的趋势, 在同一预热温度下, 过渡区的显微硬度最高; 预热基材至 400 °C 时, 过渡区硬度较 TA15 侧提高了 91.2%。

**关键词** 激光技术; 预热; 激光沉积制造技术; TA15/GH4169; 微观组织; 残余应力

**中图分类号** TG146.2+3; TG146.1+5

**文献标志码** A

**doi:** 10.3788/CJL202047.0102002

## Effect of Substrate Preheating on Microstructure and Properties of Laser-Deposited TA15/GH4169 Composite Structure

He Bo<sup>1</sup>, Wang Chen<sup>1</sup>, Sun Changqing<sup>2</sup>, Yang Guang<sup>1\*</sup>, Wang Xiangming<sup>3</sup>, Su Yadong<sup>3</sup>

<sup>1</sup>School of Mechatronics Engineering, Shenyang Aerospace University, Shenyang, Liaoning 110136, China;

<sup>2</sup>Mechanical College, Shenyang Institute of Engineering, Shenyang, Liaoning 110136, China;

<sup>3</sup>AVIC Shenyang Aircraft Design & Research Institute, Shenyang, Liaoning 110035, China

**Abstract** In this study, a direct transition TA15/GH4169 dual alloy composite structure is prepared using the laser deposition manufacturing technique at preheating substrate temperatures of 100 °C and 400 °C. Further, the effect of the preheating temperature on the microstructure, residual stress, and microhardness of the TA15/GH4169 interface is investigated. Based on the results, substrate preheating can be concluded to considerably influence the forming quality of the composite structure, whereas the non-preheated substrates produce defects at the composite structure interface. The forming quality improves when the preheating temperature is 400 °C, and a gradient transition zone of approximate 0.33 mm is formed at the composite structure interface. The residual stress on the GH4169 side significantly decreases when the preheating temperature is increased from 100 °C to 400 °C. The residual stress value reduces by 21.59% when the substrate is preheated to 100 °C, whereas it reduces by 33.19% when the substrate is preheated to 400 °C. The microhardness of the composite structure slightly decreases with an increase in the preheating temperature. At the same preheating temperature, the microhardness of the transition zone is the highest. At 400 °C, the microhardness of the transition zone increases by 91.2% compared with that of the TA15 side.

**Key words** laser technique; preheating; laser deposition manufacturing technique; TA15/GH4169; microstructure; residual stress

**收稿日期:** 2019-07-08; **修回日期:** 2019-08-23; **录用日期:** 2019-09-23

**基金项目:** 国家重点研发计划(2016YFB1100504, 2017YFB1104002)、国防科技创新特区项目(18-H863-31-ZD-003-001-01)、辽宁省教育厅科学研究项目(L201738 和 LQN201722)、国家留学基金(201908210093)

\* **E-mail:** yangguang@sau.edu.cn

## 1 引 言

钛合金具有比强度高、耐腐蚀性好、密度小等特点,是航空航天领域广泛应用的轻质结构材料<sup>[1]</sup>。以 GH4169(国外牌号 INCONEL 718)为代表的镍基高温合金,在长时间的应力和高温作用下,具有高的抗蠕变、耐腐蚀性以及高的持久强度,已被广泛用于制造涡轴发动机、先进歼击机发动机及航天火箭发动机的关键热部件<sup>[2-3]</sup>。与钛合金相比,GH4169 具有更好的高温力学性能、抗氧化性能,且组织更稳定<sup>[4-5]</sup>。钛合金/高温合金复合材料在航空航天领域具有潜在的应用价值。发动机中的大多数热端部件并不是在恒温下工作的,且同一部件中各位置所要求的性能也不同,因此,如果能将钛合金/高温合金复合材料应用到发动机上,可在保证推力的同时,明显减轻发动机的重量,从而有效提高飞行效率<sup>[6]</sup>。

激光沉积制造技术(LDM)结合了机械工程、计算机、数控以及激光等技术,实现了从计算机 CAD 建模设计到激光“离散+堆积”成形的一体化制备工艺,具有产品开发周期短、研发成本低、成形件力学性能优异等特点,为大型复杂钛合金结构件的成形制造提供了新的技术途径<sup>[7-9]</sup>。Onuik 等<sup>[10]</sup>采用 VC + Inconel718 + TC4 作为激光增材 TC4/Inconel718 双合金结构的黏合层,抑制了金属间脆性相的生成,但界面处的性能无法保证。陈以强等<sup>[11]</sup>采用激光熔化沉积技术制备了 TA15/Ti<sub>2</sub>AlNb 双合金薄壁试样,研究了沉积态和热处理态双合金结构的微观组织及力学性能,发现热处理能提高界面强度。

钛合金与镍基高温合金这两种材料的热膨胀系数存在较大差异,这种差异会恶化界面性能。此外,在激光沉积过程中成形件快速凝固,使得 GH4169 中起强化作用的  $\gamma'$  和  $\gamma''$  强化相析出速度缓慢而难以析出,且枝晶间存在大量连续的高脆性 Laves 相<sup>[12]</sup>,当残余应力达到材料极限时,试样就会产生裂缝,甚至发生断裂。卞宏友等<sup>[13-14]</sup>采用有限元方法模拟并测试了在基材预热条件下采用激光沉积修复的 GH4169 合金中残余应力的变化规律,结果发现:基材预热可以明显减小修复体与基材间以及修复体内部的温度梯度,使成形过程的温度场更加均

匀稳定,进而降低了修复过程中合金的残余应力;模拟结果与测试结果的最大误差为 8.6%,表明模拟与测试结果基本吻合。在已有的工作中,基材预热主要应用于同种材料的激光沉积,而对基材预热后异种材料复合结构界面的组织及性能还缺乏系统的分析。

本实验采用激光沉积制造技术制备直接过渡 TA15/GH4169 复合结构,研究基材预热对沉积件微观组织、元素分布、残余应力与显微硬度的影响,为优化 TA15/GH4169 复合结构激光沉积工艺提供参考。

## 2 实 验

采用沈阳航空航天大学国防重点实验室的激光沉积制造系统制备 TA15/GH4169 复合结构,该系统包括 IPG-6000 型半导体激光器、自行设计的四路同轴送粉喷嘴及稀有气氛保护箱等,激光光斑直径为 4 mm,使用高纯氩气作为沉积过程中的保护气和送粉气,控制稀有气氛保护箱中的水、氧含量均在 0.001%(体积分)以下。预热装置采用 SET 高精度数显恒温加热台,它具有热导率高、发热快等特点,在常温到 500 °C 范围内可调,精度可达  $\pm 1$  °C。

TA15 合金粉末的直径为 74~250  $\mu\text{m}$ ,密度为 4.5  $\text{g}/\text{cm}^3$ ,其化学成分(质量分数,%)为 6.5 Al, 1.78 Zr, 1.53 Mo, 1.47 V, 0.13 Fe, 0.033 Si, 0.012 C,其余为 Ti。GH4169 合金粉末的直径为 53~150  $\mu\text{m}$ ,密度为 8.2  $\text{g}/\text{cm}^3$ ,其化学成分(质量分数,%)为 51.8 Ni, 19.68 Cr, 18.5 Fe, 4.95 Nb, 3.18 Mo, 0.63Al,以及一些其他微量元素。两种合金的热物性参数(线膨胀系数  $K_L$  和比热容  $c$ )如表 1 和表 2 所示。

实验前将两种粉末在 100 °C 下烘干处理 2 h 以上,以除去其所吸附的水分。基材为三块锻造 TA15 钛合金,尺寸均为 110 mm  $\times$  40 mm  $\times$  15 mm。实验前对基材进行粗磨,去除表面的氧化膜和污渍,再用丙酮清洗;然后将其分别预热至 100 °C 和 400 °C,并保持温度恒定。实验时在未预热基材及预热基材上先沿着高度方向沉积 3 mm 高的 TA15 合金,然后再沉积 3 mm 高的 GH4169 合金,主要的激光工艺参数如表 3 所示。

表 1 TA15 合金的热物性参数

Table 1 Thermophysical parameters of TA15 titanium alloy

Temperature / °C	300	400	500	600	700	800
$K_s / [W \cdot (m \cdot ^\circ C)^{-1}]$	13.5	14.1	14.4	14.8	15.4	17.0
$c / [J \cdot (kg \cdot ^\circ C)^{-1}]$	481	494	515	539	573	615

表 2 GH4169 合金的热物性参数

Table 2 Thermophysical parameters of GH4169 alloy

Temperature / °C	300	400	500	600	700	800
$K_s / [W \cdot (m \cdot ^\circ C)^{-1}]$	9.0	9.2	9.3	9.5	9.7	9.7
$c / [J \cdot (kg \cdot ^\circ C)^{-1}]$	628	670	712	755	838	880

表 3 激光沉积工艺参数

Table 3 Process parameters of LDM

Process parameter	TA15	GH4169
Power / W	2200	1400
Spot diameter / mm	4	4
Scanning speed / (mm · s <sup>-1</sup> )	7	7
Powder feed rate / (g · min <sup>-1</sup> )	0.8	0.8
Overlap rate / %	50	50

采用短边往复扫描方式逐层堆积沉积块,用线切割机沿垂直 Y 轴方向切取复合结构的纵截面试样,如图 1 所示,然后用砂纸对其进行研磨、抛光,再用盐酸硝酸氢氟酸混合液 ( $V_{HCl} : V_{HNO_3} : V_{HF} = 80 : 7 : 13$ ) 和 Kroll's 试剂对其表面进行腐蚀。采用 GX51 OLYMPUS 光学显微镜 (OM) 以及 JSM-6700 扫描电子显微镜 (SEM) 观察成形件的微观组织;利用能量色散 X 射线光谱仪 (EDS) 检测元素的分布;采用 HVS-1000A 型显微硬度计

测试试样的显微硬度,加载载荷为 1.96 N,持续时间为 10 s。

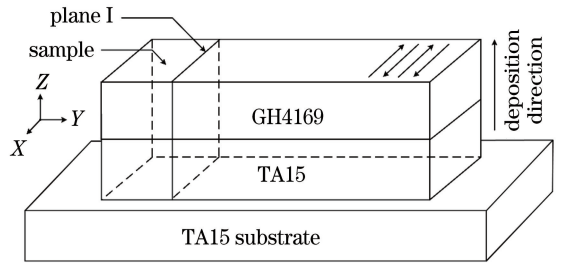


图 1 复合结构取样示意图

Fig. 1 Schematic of composite structure

### 3 分析与讨论

#### 3.1 组织分析

图 2 为在不同预热温度的基材上沉积得到的 TA15/GH4169 复合结构中 TA15 沉积态合金的微观组织,其组织均为典型的网篮状近  $\alpha$  相,片层  $\alpha$  相随机交织在  $\beta$  相中。基材未预热时,细长的针状  $\alpha$  相较多,其长宽比约为 30。将基材预热到 100 °C 时,晶内  $\alpha$  相较未预热时呈现出一定程度的粗化, $\alpha$  相的长度有所减小,短棒状  $\alpha$  相增多。将基材预热到 400 °C 时,片层  $\alpha$  相的粗化现象更为明显, $\alpha$  相相互截断或几个  $\alpha$  板条相互吞并成为大块  $\alpha$  相(长宽比约为 3.3)。这主要是因为基材预热之后,沉积试样与基材间的温度梯度明显降低,熔池的冷却速率变慢,为  $\alpha$  相长大吞并提供了有利条件。

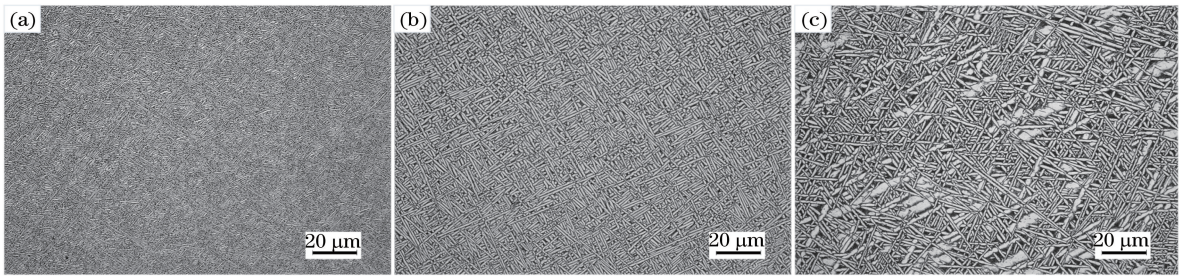


图 2 在不同预热温度的基材上沉积得到的 TA15/GH4169 复合结构中 TA15 合金的 OM 照片。

(a) 未预热;(b) 100 °C;(c) 400 °C

Fig. 2 OM images of TA15 alloy in TA15/GH4169 composite structure deposited on substrate with different preheating temperatures. (a) Without preheating; (b) 100 °C; (c) 400 °C

图 3 为在不同预热温度的基材上沉积得到的 TA15/GH4169 复合结构界面处的组织照片,可见基材未预热时复合结构在界面处断裂。当开始沉积 GH4169 时,一部分已沉积好的 TA15 被激光熔化并与 GH4169 合金粉末形成熔池。Ti 在液态 Ni 中的溶解焓为 -170 kJ/mol, Ti 和 Ni 之间的亲和力

极强,由 Ti-Ni 二元合金相图可知,两种元素极易发生反应生成 TiNi、Ti<sub>2</sub>Ni 和 TiNi<sub>3</sub> 等金属间脆性化合物,这些脆性化合物增大了界面的脆性,导致了微裂纹的形成,界面在残余热应力的作用下沿微裂纹开裂,降低了界面处的力学性能。由图 3(b)、(c) 可以看出,将基材预热至 100 °C 和 400 °C 后沉积的



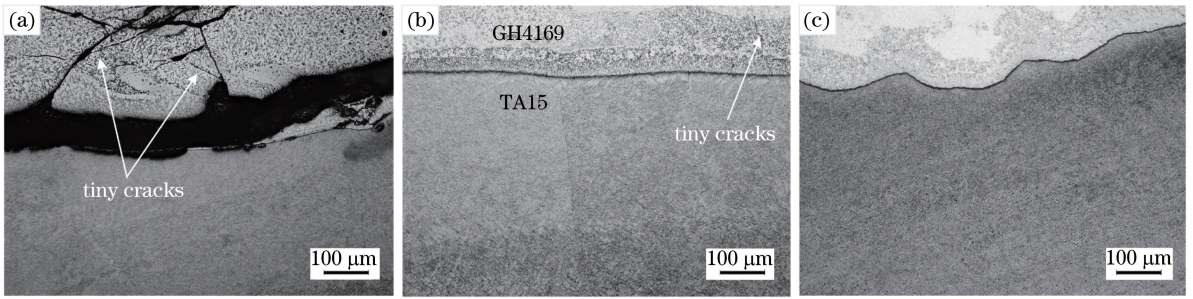


图 3 在不同预热温度的基材上沉积得到的 TA15/GH4169 复合结构界面处的 OM 照片。(a) 未预热; (b) 100 °C; (c) 400 °C  
 Fig. 3 OM images of TA15/GH4169 composite structure interface with different preheating temperatures of substrate. (a) Without preheating; (b) 100 °C; (c) 400 °C

TA15/GH4169 复合结构的界面实现了冶金结合, GH4169 侧组织中的微裂纹、气孔等缺陷明显减少。

图 4 为在不同预热温度的基材上沉积得到的 TA15/GH4169 复合结构中 GH4169 合金的 SEM 照片。由图 4(a)和图 4(b)可以看出,无论基材是否预热,样品中均有形状不规则的沉淀相析出。GH4169 合金在凝固过程中会存在元素偏析的现象,而元素偏析会导致枝晶间形成富含 Nb 的 Laves 相。Laves 相会降低合金的强度,易使合金在外加力的作用下失效。利用 EDS 区域扫描分析图 4(b)

中白色区域的元素分布,结果表明,该区域内的 Nb 元素含量较高, Ni、Fe、Cr 等元素的含量较低,因此推断该相为 Laves 相。对比图 4(a)、(b)可以发现,基材未预热与预热至 400 °C 时, Laves 相呈现出不同的形貌。Laves 相的尺寸和形貌主要受冷却速率和温度梯度的影响。基材未预热时,沉积过程中的冷却速率较大,沿沉积方向的温度梯度较大, Laves 相呈连续分布的长链状;预热基材至 400 °C 时,沉积过程中的冷却速率小,温度梯度小,导致枝晶间距增大, Laves 相在凝固过程中变得粗壮并发生碎化。

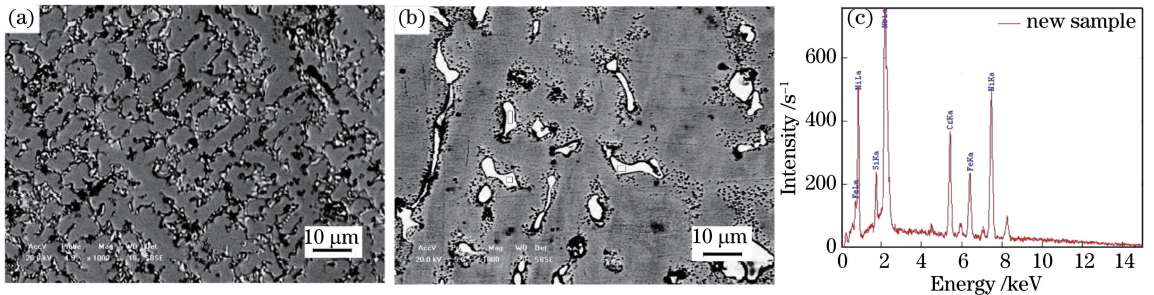


图 4 在不同预热温度的基材上沉积得到的 TA15/GH4169 复合结构中 GH4169 合金的 SEM 照片及 EDS 分析结果。(a) 未预热; (b) 400 °C; (c) 图 4(b) 中白色区域的 EDS 分析结果

Fig. 4 SEM images and EDS analysis results of GH4169 alloy in TA15/GH4169 composite structure deposited on substrate with different preheating temperatures. (a) Without preheating; (b) 400 °C; (c) EDS analysis results of white rectangle area in Fig. 4(b)

图 5 为在预热至 400 °C 基材上沉积的 TA15/GH4169 复合结构过渡界面处的 SEM 照片。虽然在已成形的 TA15 合金上直接沉积了 GH4169 合金,但成形时还是出现了厚度约为 0.33 mm 的过渡区。界面不同区域的成分检测结果见表 4。由图 5 (b)可以看出,界面两侧的组织发生了突变,TA15 侧为典型的网篮组织,结合表 4 可知过渡区组织主要由分布在 Ti 基固溶体上的  $Ti_2Ni$  (57.12Ti-28.51Ni-2.41Cr-4.62Al-6.13Fe-1.21V) 组成,标记 B

处的成分为 66.99Ti-9.13Ni-11.51Al-6.06Cr-3.64Fe-2.67V,表明此处的 Ti 基固溶体含有少量 Ni。在成形过程中, Ti 元素和 Ni 元素可形成 TiNi 相,由于 Ti 元素有剩余,因此 TiNi 相和游离的 Ti 反应生成  $Ti_2Ni$ <sup>[15]</sup>。如图 5(c)所示,随 GH4169 含量的增多,组织主要由  $TiNi+Ti_2Ni$  组成。激光沉积过程中熔池中 Ni 的扩散速度非常快,而 Ti 含量低时, Ti 和 Ni 的原子数分数比很难达到 1:3,因此 EDS 未检测到  $TiNi_3$  生成。



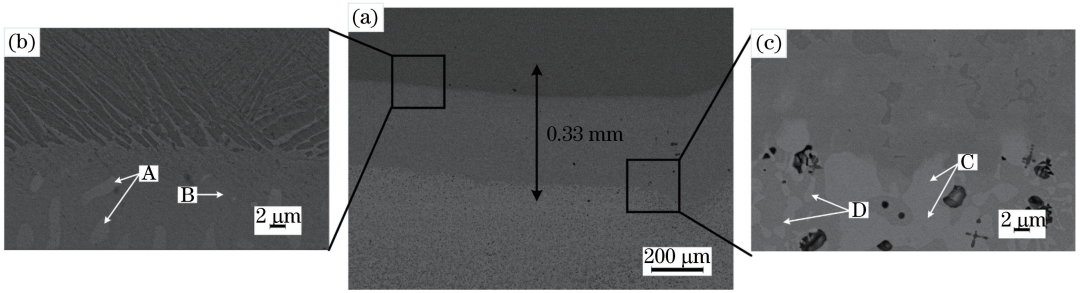


图 5 在预热至 400 °C 的基材上沉积得到的 TA15/GH4169 复合结构的界面形貌。

(a) 界面处的 SEM 照片; (b) TA15 侧合金与过渡区的界面; (c) 过渡区与 GH4169 侧合金的界面

Fig. 5 Interface morphologies of TA15/GH4169 composite structure deposited on substrate at 400 °C; (a) SEM image at interface; (b) interface between TA15 side alloy and transition zone; (c) interface between transition zone and GH4169 side alloy

表 4 图 5 中不同区域的 EDS 检测结果

Table 4 EDS analysis results at different positions marked in Fig. 5

Position	Atomic fraction / %						Phase
	Ti	Ni	Cr	Al	Fe	V	
A	57.12	28.51	2.41	4.62	6.13	1.21	Ti <sub>2</sub> Ni
B	66.99	9.13	6.06	11.51	3.64	2.67	Ti-solid solution
C	29.38	28.42	19.51	3.44	18.13	1.13	TiNi
D	49.12	25.84	8.89	5.89	7.96	2.30	Ti <sub>2</sub> Ni

### 3.2 残余应力

基材未预热时,采用激光沉积得到的直接过渡 TA15/GH4169 复合结构在界面处断裂,且 GH4169 侧出现了严重的裂纹缺陷。这主要是因为 GH4169 侧生成了脆性金属间化合物,恶化了界面性能,在残余热应力的作用下,界面失效。可见,残余应力对 GH4169 一侧的影响比较大,因此这里采用 Suresh 等<sup>[16-17]</sup>提出的维氏硬度压痕法来研究 GH4169 侧沉积态试样的残余应力,这种方法与盲孔法、X 射线衍射法等方法相比,操作更为简单、方便,且对工件无损伤。

GH4169 沉积态试样中残余应变  $\epsilon_{res}$  和残余应力  $\sigma_{res}$  的计算公式为

$$\epsilon_{res} = \left( \frac{H}{3K} \right)^{\frac{1}{n}} - 0.08, \quad (1)$$

$$\sigma_{res} = K\epsilon_{res}^n \left[ \exp\left( \frac{c^2 - 1}{0.32} \right) - 1 \right], \quad (2)$$

式中:  $H$  为维氏硬度值;  $K$  为材料的强度系数;  $n$  为应变硬化指数;  $c^2$  为试样表面压痕的面积比,  $c^2 = A/A_{nom}$ ,  $A$  为真实投影接触面积,  $A_{nom}$  为理论投影接触面积。

因为残余应力的存在,维氏硬度的测量会对压痕形状和压痕面积产生较大影响,因此可以通过测量试样表面压痕面积比  $c^2$  来表征材料残余应力大小。(1)式和(2)式中的维氏硬度值  $H$  和压痕面积

比  $c^2$  可以通过维氏硬度测试机与金相分析软件得到, GH4169 合金的应变硬化指数  $n$  和材料的强度系数  $K$  可参考文献 [18] 中的值, 即  $K = 1181.21 \text{ MPa}$ ,  $n = 0.1754$ 。由(2)式计算出的残余应力数值  $\sigma_{res}$  为残余应力的绝对值。应力检测点的位置选在试件纵截面(图 1 中的 plane D) GH4169 侧距离界面 5 mm 的位置, 从左向右依次测量一条直线上的 10 个点, 间距为 150  $\mu\text{m}$ 。

图 6 为采用维氏硬度压痕法测得的基材未预热及预热至 100 °C 和 400 °C 下沉积得到的 GH4169 侧合金中的残余应力分布曲线。可以看出, 与未预热基材相比, 基材预热后得到的沉积试样的残余应力值明显降低, 且随预热温度升高, 残余应力值呈下降的趋势。图 7 为各 GH4169 合金中残余应力的平均值, 可见: 与未预热基材相比, 当基材预热至 100 °C 时, 残余应力的平均值降低了 21.59%, 当基材预热至 400 °C 时, 残余应力的平均值降低了 33.19%。激光束反复移动, 局部区域经受反复的快速加热和冷却, 导致材料内部存在残余应力。基材未预热时, 熔池和熔池附近区域的冷却速率远高于其他区域, 这种局部区域范围内较大的温度梯度使材料内部存在更大的残余热应力, 从而导致复合结构在成形过程中易产生裂纹; 随基材预热温度的升高, 覆材与基材之间的温度梯度逐渐减小, 有利于减小沉积过程中的残余应力, 从而减弱了残余应力对裂纹扩展的影响。

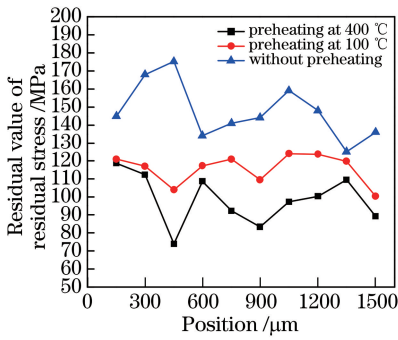


图 6 GH4169 侧合金的残余应力曲线

Fig. 6 Residual stress curves of GH4169 side alloy

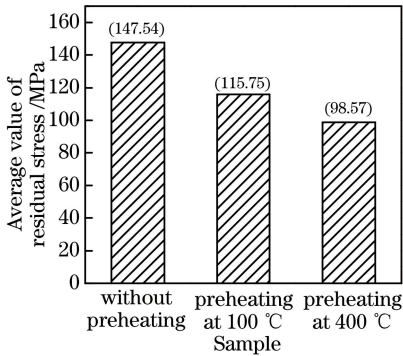


图 7 GH4169 侧合金中的平均残余应力

Fig. 7 Average residual stress of GH4169 side alloy

### 3.3 显微硬度

图 8 为基材未预热及预热至 100 °C 和 400 °C 时激光沉积 TA15/GH4169 复合结构的显微硬度曲线,可以看出,随着基材预热温度的升高,复合结构各沉积层的显微硬度值轻微下降。这主要是因为基材预热后,在沉积过程中输入的能量较多,沉积效率增大,沉积结束后由于沉积试样与基材的温度梯度较小,冷却速率变得缓慢。由凝固理论可知,冷却速率越高,材料的硬度值越高,因此基材的预热温度越

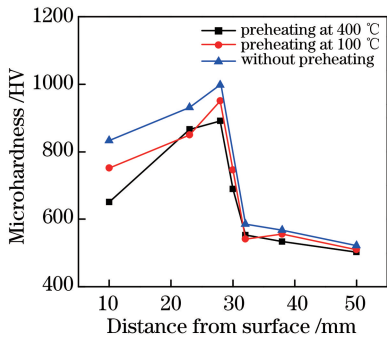


图 8 在不同预热温度的基材上沉积得到的 TA15/GH4169 复合结构的显微硬度曲线

Fig. 8 Microhardnesses distribution curves of TA15/GH4169 composite structure deposited on substrate with different preheating temperatures

高,复合结构的显微硬度越低。过渡区在距离表面 30 mm 的位置,过渡区附近复合结构的硬度值较 TA15 侧明显升高,靠近 GH4169 侧的硬度值最高。基材未预热时过渡区的平均硬度值最高,约为 998.6 HV,较 TA15 侧提高了 91.2%。这主要是由于稀释作用,一部分 Ti 元素进入熔池与 Ni 等元素形成了具有面心立方晶体结构的高硬度金属间化合物  $Ti_2Ni$ 。

## 4 结 论

基材未预热时,激光沉积的直接过渡 TA15/GH4169 复合结构在界面处断裂;基材预热后,成形质量得到了改善,界面实现了冶金结合;随着预热温度升高,GH4169 侧组织中的微裂纹、气孔等缺陷明显减少。

随预热温度升高,复合结构 TA15 侧组织中的  $\alpha$  相粗化明显,预热至 400 °C 时出现了较多的大块  $\alpha$  相,其长宽比约为 3.3;GH4169 侧组织中 Laves 相的形貌随预热温度的升高而变得粗壮,并发生碎化。

基材预热明显降低了 GH4169 侧沉积试样中的残余应力;预热基材至 100 °C 时,GH4169 侧的残余应力较未预热时降低了 21.59%,预热基材至 400 °C 时,残余应力值降低了 33.19%。

随基材预热温度的升高,复合结构的显微硬度呈轻微下降的趋势。在同一预热温度下,复合结构界面处的硬度最大,主要因为在过渡区内形成了具有面心立方晶体结构的高硬度金属间化合物。

## 参 考 文 献

- [1] Li J F, Wei Z Y, Lu B H. Research progress on technology of selective laser melting of titanium and titanium alloys [J]. Laser & Optoelectronics Progress, 2018, 55(1): 011403.  
李俊峰, 魏正英, 卢秉恒. 钛及钛合金激光选区熔化技术的研究进展[J]. 激光与光电子学进展, 2018, 55(1): 011403.
- [2] Guo J T. Materials science and engineering for superalloys[M]. Beijing: Science Press, 2010: 491-720.  
郭建亭. 高温合金材料学[M]. 北京: 科学出版社, 2010: 491-720.
- [3] Shi C X, Zhong Z Y. Development and innovation of superalloy in China [J]. Acta Metallurgica Sinica, 2010, 46(11): 1281-1288.  
师昌绪, 仲增墉. 我国高温合金的发展与创新[J]. 金属学报, 2010, 46(11): 1281-1288.

- [4] Li Z, Sui S, Yuan Z H, et al. Microstructure and tensile properties of high-deposition-rate laser metal deposited GH4169 alloy [J]. Chinese Journal of Lasers, 2019, 46(1): 0102004.  
李祚, 隋尚, 袁子豪, 等. 高沉积率激光熔覆沉积 GH4169 合金的微观组织与拉伸性能[J]. 中国激光, 2019, 46(1): 0102004.
- [5] Song K, Yu K, Lin X, et al. Microstructure and mechanical properties of heat treatment laser solid forming superalloy Inconel 718[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2015, 51(8): 935-942.  
宋衍, 喻凯, 林鑫, 等. 热处理态激光立体成形 Inconel 718 高温合金的组织及力学性能[J]. 金属学报, 2015, 51(8): 935-942.
- [6] Shang C, Wang C Y, Xu G J, et al. Laser additive manufacturing of TA15-Inconel 718 bimetallic structure via Nb/Cu multi-interlayer [J]. Vacuum, 2019, 169: 108888.
- [7] Xi M Z, Gao S Y, Liu B, et al. Effect of scanning pattern and annealing heat treatment on microstructures and mechanical properties of TA15 titanium alloy formed by laser rapid forming process [J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2014, 43(2): 445-449.  
席明哲, 高士友, 刘博, 等. 扫描方式和退火热处理对激光快速成形 TA15 钛合金组织与性能的影响[J]. 稀有金属材料与工程, 2014, 43(2): 445-449.
- [8] Yang G, Wang W D, Qin L Y, et al. Effect of annealing temperature and soaking time on microstructures and microhardness of laser deposition manufacturing TA15 titanium alloy[J]. Infrared and Laser Engineering, 2017, 46(8): 0806006.  
杨光, 王文东, 钦兰云, 等. 退火温度及保温时间对激光沉积制造 TA15 钛合金微观组织和显微硬度的影响[J]. 红外与激光工程, 2017, 46(8): 0806006.
- [9] Wu X H, Liang J, Mei J F, et al. Microstructures of laser-deposited Ti-6Al-4V [J]. Materials & Design, 2004, 25(2): 137-144.
- [10] Onuik B, Bandyopadhyay A. Additive manufacturing of Inconel 718-Ti6Al4V bimetallic structures [J]. Additive Manufacturing, 2018, 22: 844-851.
- [11] Chen Y Q, Liu Y T, Tang Y J, et al. Microscopic structure and tensile property of laser melting deposited TA15/Ti<sub>2</sub>AlNb dual alloy [J]. Chinese Journal of Lasers, 2016, 43(8): 0802010.  
陈以强, 刘彦涛, 唐杨杰, 等. 激光熔化沉积 TA15/Ti<sub>2</sub>AlNb 双合金显微组织及拉伸性能[J]. 中国激光, 2016, 43(8): 0802010.
- [12] Zhao W W, Lin X, Liu F C, et al. Effect of heat treatment on microstructure and mechanical properties of laser solid forming Inconel 718 superalloy [J]. Chinese Journal of Lasers, 2009, 36(12): 3220-3225.  
赵卫卫, 林鑫, 刘奋成, 等. 热处理对激光立体成形 Inconel 718 高温合金组织和力学性能的影响[J]. 中国激光, 2009, 36(12): 3220-3225.
- [13] Bian H Y, Dong W Q, Qu S, et al. Residual stress and tensile property of laser deposition repair GH4169 alloy surface damage with preheating [J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2018, 28(6): 1136-1142.  
卞宏友, 董文启, 曲伸, 等. 预热下激光沉积修复 GH4169 合金表面损伤的残余应力和拉伸性能[J]. 中国有色金属学报, 2018, 28(6): 1136-1142.
- [14] Bian H Y, Zhai Q X, Qu S, et al. The evolution of temperature field and stress field in laser deposition repair GH4169 with substrate preheating [J]. Applied Laser, 2017, 37(3): 327-332.  
卞宏友, 翟泉星, 曲伸, 等. 基体预热下激光沉积修复 GH4169 合金温度场和应力场演变[J]. 应用激光, 2017, 37(3): 327-332.
- [15] Zhang Y J, Cheng X W, Zhou S M, et al. Synthesis and characterization of a Ti<sub>2</sub>Ni/TiNi micro-laminated composite [J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2018, 47(1): 293-298.  
张由景, 程兴旺, 周士猛, 等. Ti<sub>2</sub>Ni/TiNi 微叠层复合材料的制备及表征[J]. 稀有金属材料与工程, 2018, 47(1): 293-298.
- [16] Suresh S, Giannakopoulos A E. A new method for estimating residual stresses by instrumented sharp indentation [J]. Acta Materialia, 1998, 46(16): 5755-5767.
- [17] Carlsson S, Larsson P L. On the determination of residual stress and strain fields by sharp indentation testing [J]. Acta Materialia, 2001, 49(12): 2179-2191.
- [18] Liu F C, Lin X, Yang G L, et al. Microstructure and residual stress of laser rapid formed Inconel 718 nickel-base superalloy [J]. Optics & Laser Technology, 2011, 43(1): 208-213.