

材料状态对 GH4169 高温合金激光焊接头组织与性能的影响

孙文君¹, 王善林^{1*}, 谭观华¹, 陈玉华¹, 信纪军^{2**}, 洪敏¹, 柯黎明¹

¹南昌航空大学航空构件成形与连接江西省重点实验室, 江西 南昌 330036;

²中国科学院等离子体物理研究所, 安徽 合肥 230031

摘要 对传统轧制态(R)GH4169 板材和 SLM 增材制造(3D)GH4169 板材分别进行激光焊接, 采用光学显微镜、扫描电镜、能谱仪对接头显微组织特征进行表征, 对接头进行显微硬度和拉伸测试。试验结果表明熔合区显微组织主要由胞晶向枝晶或柱状晶转变, 晶内和晶间区域存在大量 δ 相和 laves 相。R/3D GH4169 接头、R/R GH4169 接头和 3D/3D GH4169 接头的晶粒尺寸和析出相尺寸依次减小, 熔合区平均显微硬度依次增加(250 HV, 261 HV, 274 HV), 接头拉伸强度依次增加(768 MPa, 799 MPa, 985 MPa)。R/3D GH4169 接头和 R/R GH4169 接头断裂以韧性断裂为主, 而 3D/3D GH4169 接头主要为脆性断裂。

关键词 激光技术; 激光制造; GH4169 高温合金; 激光焊; 显微组织; 力学性能

中图分类号 TG456.7; TG146.1

文献标志码 A

doi: 10.3788/CJL202047.1002006

Effect of Material States on Microstructure and Properties of GH4169 Superalloy Laser-Welded Joint

Sun Wenjun¹, Wang Shanlin^{1*}, Tan Guanhua¹, Chen Yuhua¹,
Xin Jijun^{2**}, Hong Min¹, Ke Liming¹

¹Key Laboratory of Forming and Joining Technology for Aerospace Components, Nanchang Hangkong University, Nanchang, Jiangxi 330036, China;

²Institute of Plasma Physics, Chinese Academy of Sciences, Hefei, Anhui 230031, China

Abstract A conventional rolled (R) GH4169 sheet and a selective laser melting (SLM) additive-manufactured (3D) GH4169 sheet were welded to comparatively investigate the microstructure and mechanical properties of the three (R/3D, R/R, and 3D/3D) welded joints. Optical microscopy, scanning electron microscopy, and energy-dispersive spectrometry were used to characterize the microstructure of the butt joints; microhardness and tensile tests were also performed on the butt joints. The test results show that the microstructure of the fusion zone is mainly transformed from cell crystals to dendrites or columnar crystals and a large number of δ phases and laves phases are formed in the intergranular and intragranular regions. The grain size and precipitated phase size of the R/3D GH4169 joint, R/R GH4169 joint, and 3D/3D GH4169 joint decrease in sequence, the average microhardness of the fusion zone increases successively (250 HV, 261 HV, and 274 HV, respectively), and the tensile strength of the joints increases successively (768 MPa, 799 MPa, and 985 MPa, respectively). The fracture mode of the R/3D GH4169 and R/R GH4169 joints is mainly ductile fracture, whereas the fracture mode of the 3D/3D GH4169 joint is brittle fracture.

Key words laser technique; laser manufacturing; GH4169 superalloy; laser welding; microstructure; mechanical properties

OCIS codes 140.3295; 140.3298; 140.3390

收稿日期: 2020-03-16; 修回日期: 2020-05-02; 录用日期: 2020-06-03

基金项目: 航空科学基金(20185456005)、江西省自然科学基金(20192BBEL50002)

* E-mail: slwang70518@nchu.edu.cn; ** E-mail: xinjijun@ipp.ac.cn

1 引 言

随着新兴制造技术的发展,选区激光熔化(SLM)增材制造技术正逐渐成为航空航天领域的关键应用技术。由于部分零部件的复杂程度较高,使用传统的加工技术很难进行精细加工,而 SLM 增材制造立体成形技术能够解决这类问题。因此,该技术得到广泛的研究和推广^[1-2]。GH4169 高温合金是一种沉淀强化的镍基高温合金,因其在高温条件下具有强度高、热稳定性强、抗氧化和耐热腐蚀等优良高温性能,被广泛应用于航空发动机涡轮盘、叶片等热端部件中^[3-4]。SLM 增材制造的 GH4169 高温合金是航空发动机复杂热端部件需要使用的材料之一,而传统的轧制态 GH4169 高温合金是简单热端部件常用的材料。采用 SLM 增材制造技术加工的复杂零部件和传统轧制技术加工的简单零部件都离不开先进焊接技术对其进行有效连接,所以研究 SLM 增材制造的 GH4169 与轧制态的 GH4169 高温合金材料之间的焊接性能是非常有必要的。

激光焊具有热输入集中,焊件热影响区小,自动化控制精度高等优点,成为航空航天领域最常使用的焊接技术之一。但是,在焊接熔化过程中焊缝和热影响区显微组织演变将导致接头性能较母材存在差异,包括晶粒种类、尺寸和相分布等显微特征,尤其会造成严重的元素偏析。例如,GH4169 高温合金具有良好的抗焊接凝固裂纹性能,但在热影响区容易发生开裂^[5-6]。另一个担忧是 Nb 的偏析以及随之而来的富 Nb 的 laves 相形成,这是一种在焊接金属凝固过程中枝晶间区域析出的脆性金属间化合物,可表示为(Ni, Cr, Fe)₂(Nb, Mo, Ti)。众所周知,laves 相不利于焊接获得良好的力学性能,尤其

是拉伸塑性、断裂韧性、抗疲劳和蠕变性能,因为它不仅消耗了大量有用的合金元素,还有助于裂纹的萌生和扩展^[7-9]。Hong 等^[10-11]采用较低热输入的激光焊工艺参数焊接 Inconel 718 合金,在控制焊缝中 Nb 偏析和 laves 相形成方面取得一些成功。相比之下,关于 GH4169 激光焊接的研究集中在焊接参数优化上,特别是针对减少热影响区开裂和降低焊缝孔隙率来产生可靠的焊缝,而对于激光焊接的显微组织和力学性能方面的研究很少,并且研究所使用的 GH4169 高温合金试验材料还是以传统压力加工制造的材料为主,很少有关于 SLM 增材制造的 GH4169 激光焊接头的显微组织和力学性能的报道,因此对 SLM 增材制造的 GH4169 高温合金激光焊接头显微组织与力学性能研究就显得尤为重要。

本文采用 2 mm 厚的传统轧制态 GH4169 板材与 SLM 增材制造 GH4169 板材分别进行激光焊接试验,对比不同材料状态的母材对激光焊接头显微组织与力学性能的影响,分析激光焊接过程中焊缝显微组织演变,并测试焊接接头的力学性能。

2 试验材料与方法

2.1 试验材料

激光焊接试验所用的材料为 GH4169 沉淀强化的镍基高温合金,分为经固溶处理后的轧制态(R)板材与固溶时效处理后的 SLM 增材制造(3D)板材,板材尺寸为 100 mm×50 mm×2 mm,材料的化学成分如表 1 所示。将试验材料分为 3 组:第一组为 R GH4169 与 R GH4169;第二组为 R GH4169 与 3D GH4169;第三组为 3D GH4169 与 3D GH4169。

表 1 GH4169 高温合金化学成分

Table 1 Chemical composition of GH4169 superalloy

Element	C	Si	B	Mn	Cr	Mo	Ti
Mass fraction / %	≤0.035	≤0.08	≤0.003	≤0.03	≤18.93	≤3.02	≤1.03
Element	Al	Nb	Fe	Co	P	S	Ni
Mass fraction / %	≤0.53	≤5.11	≤19.46	≤0.08	≤0.006	≤0.003	Bal.

2.2 试验参数

采用德国 IPG 公司生产的 YLS-2000 光纤激光器进行试验,激光焊接头安装在德国 KUKA 公司生产的 KR60HA 机器人手臂上。激光焊接参数选择如下:输出功率为 2.5 kW,离焦量为 0 mm,焊接速度为 3.0 m/min,采用质量分数为 99.999% 的氩气作为保护气体,焊接保护气体和背面保护气体的流

量分别为 25 L/min 和 10 L/min。

2.3 试验方法

试验前使用砂纸对试验材料进行打磨,将板材表面的氧化膜及油污处理干净,然后用丙酮擦拭并烘干。焊接过程中采用对接接头方式,使用夹具将焊件固定,保证焊缝间隙可以忽略不计,焊接方法如图 1 所示。准备工作完成后,对 3 组不同材料状态

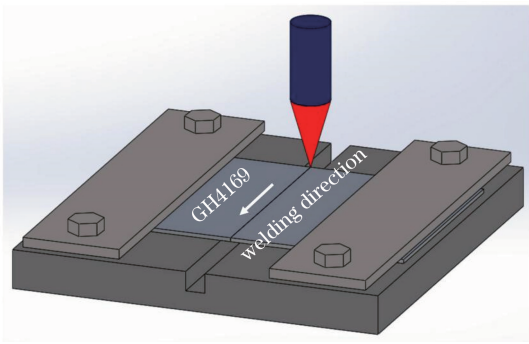


图 1 焊接方法

Fig. 1 The weld method

的 GH4169 板材分别进行激光焊接。每种焊件在焊接后使用线切割切取试样,经打磨和抛光后使用氯化铁、盐酸、酒精混合液(其体积比 $V_{\text{C}_2\text{H}_5\text{OH}}:V_{\text{HCl}}:V_{\text{FeCl}_3} = 20:4:1$)进行化学腐蚀,然后使用 MR-5000 型倒置金相显微镜进行观察。使用 Nova Nano SEM450 扫描电镜(SEM)及能谱仪(EDS)对试样进行显微组织观察和元素分析,并通过截线晶粒计数法和 Image Pro Plus 软件对晶粒尺寸和析出相尺寸进行统计,计算其平均值。利用 WT-401MVD 型数显显微硬度计分别在接头母材、热影响区和熔合区进行硬度测试,硬度测量间隔为 0.2 mm,加载载荷为 1.96 N,加载时间为 5 s。利用 WDW-50 型万能材料试验机进行室温拉伸性能测试,并根据位移控制拉

伸,加载速率为 1 mm/min,拉伸试样尺寸如图 2 所示。

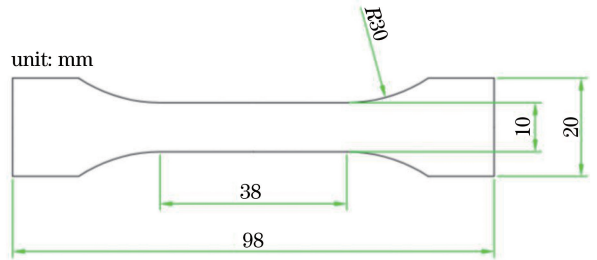


图 2 拉伸试样尺寸

Fig. 2 The size of tensile sample

3 试验结果

3.1 接头宏观形貌

对 3 种激光焊接头的宏观形貌进行详尽表征及统计,结果如图 3 和表 2 所示。在相同的焊接热输入下,焊缝的宏观形貌有所不同。从图 3(a)~(c) 可以看出,试验得到的 3 条焊缝表面均匀平整,无明显焊接缺陷,尤其是诸如裂纹和气孔这类严重影响焊接质量的缺陷,因此焊缝成形良好。通过对 3 种接头的横截面宏观形貌进行分析,可以发现 3 种焊缝均呈“酒杯”形,如图 3(d)~(f)所示。随着材料状态的变化,焊缝熔宽和颈部逐渐变窄,导致焊缝的体积分数下降,焊缝宏观形貌的变化情况如表 2 所示。

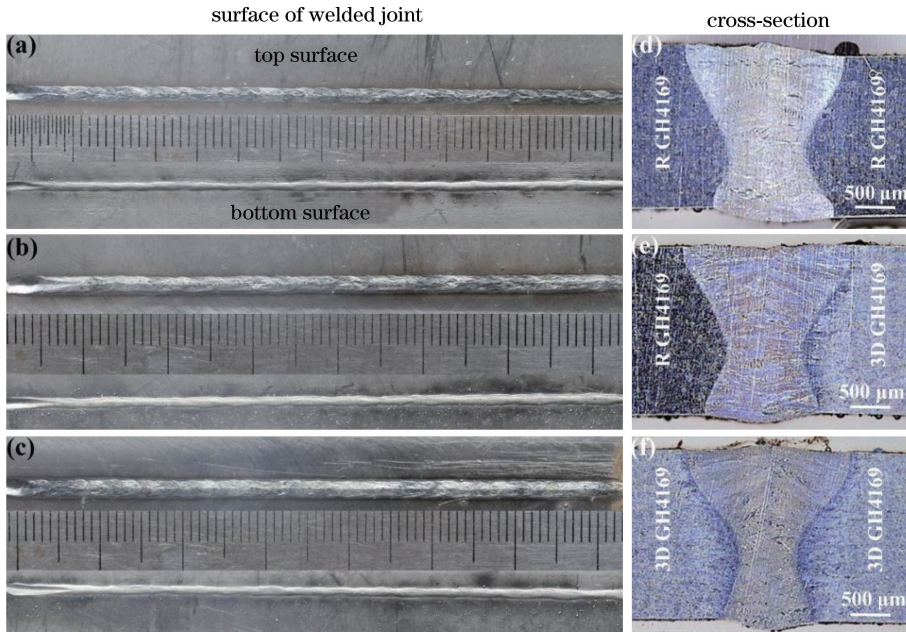


图 3 不同材料状态的激光焊接头宏观形貌。(a)(d) R/R GH4169 接头;(b)(e) R/3D GH4169 接头;(c)(f) 3D/3D GH4169 接头

Fig. 3 Macro morphology of laser welded joints with different material states. (a)(d) R/R GH4169 butt joint;

(b)(e) R/3D GH4169 butt joint; (c)(f) 3D/3D GH4169 butt joint

表 2 不同材料状态的 GH4169 激光焊缝熔宽和面积

Table 2 Weld width and area of GH4169 laser welded joints with different material states

State	Top weld width /mm	Middle weld width /mm	Bottom weld width /mm	Weld area /mm ²
R/R GH4169	1.91	0.69	1.05	3.05
R/3D GH4169	1.89	0.66	0.93	2.86
3D/3D GH4169	1.87	0.51	0.67	2.62

3.2 接头显微组织

通过光学显微镜对 3 种接头显微组织进行进一步观察,结果如图 4 所示。可以看出,焊缝(FZ)显微组织形貌关于中心线对称,并且热影响区(HAZ)范围较窄,其与熔合线几乎重合。接头母材的显微组织如图 5 所示,对比两种材料状态的 GH4169 母

材后发现:R GH4169 母材是以奥氏体 γ 相为基体,晶内和晶间弥散分布少量颗粒状 δ 相和块状 laves^[12],同时晶内还存在一定数量的孪晶[图 5(a)];3D GH4169 母材是以枝晶结构 γ 相为基体,大量条状 δ 和块状 laves 分布其中,细小球状 γ' 相也散布在 γ 基体上[图 5(b)]^[13]。

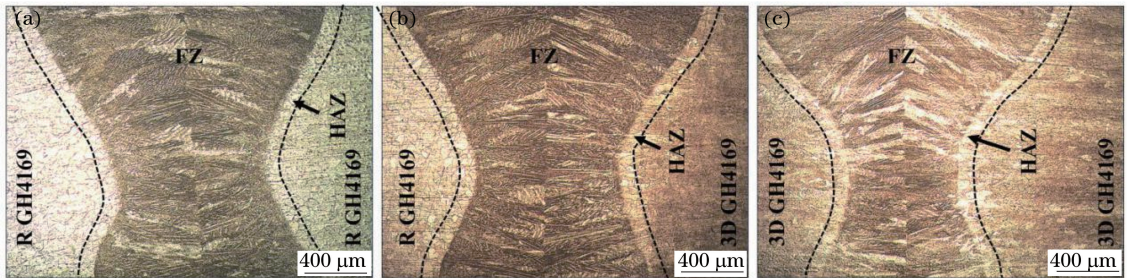


图 4 不同材料状态的 GH4169 接头显微组织形貌。(a) R/R GH4169 接头;
(b) R/3D GH4169 接头;(c) 3D/3D GH4169 接头

Fig. 4 Microstructure of GH4169 laser welded joints with different material states. (a) R/R GH4169 butt joint;
(b) R/3D GH4169 butt joint; (c) 3D/3D GH4169 butt joint

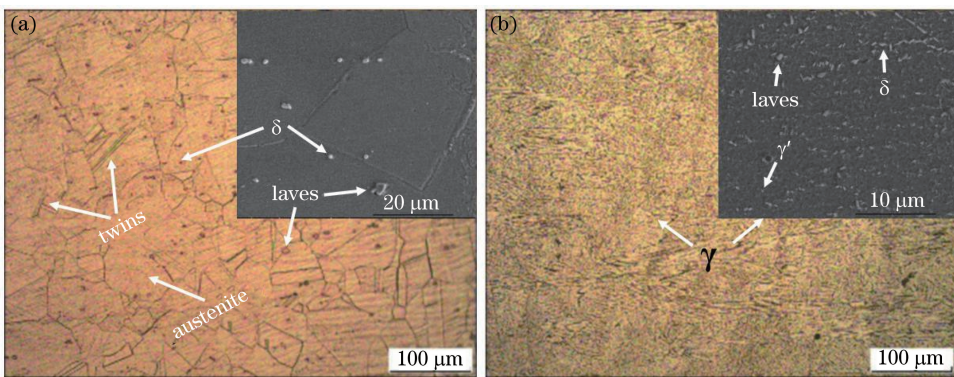


图 5 接头母材的显微组织。(a) R GH4169 母材;(b) 3D GH4169 母材

Fig. 5 Microstructure of the base metal. (a) R GH4169 base metal; (b) 3D GH4169 base metal

采用 SEM 对熔合线(FL)附近的显微组织进行细致观察,图 6 所示为接头左侧熔合线附近的显微组织。从图 6(a)可以看出,R/R GH4169 接头左侧熔合线附近的焊缝显微组织主要为胞状晶和具有择优取向的柱状晶。但是,3D/3D GH4169 接头左侧熔合线附近的焊缝显微组织是由胞状晶生长成的胞状树枝晶为主[图 6(b)]。

图 7 为 3 个接头焊缝中心的显微组织示意图。从图 7 可以看出,焊缝中心的显微组织是由焊缝两侧向中心生长的树枝晶,并且对流生长界面十分明

显。从图 7 可以发现,R/R GH4169 接头是以柱状树枝晶为主,而 R/3D GH4169 接头和 3D/3D GH4169 接头是胞状树枝晶为主。同时,焊缝显微组织的晶间和晶内区域分布着大量析出相,并且出现了弯曲的晶界。此外,焊缝的晶粒尺寸和析出相尺寸也随母材状态的改变而变化(图 8),R/3D GH4169 接头的晶粒尺寸最大,其次是 R/R GH4169 接头,而 3D/3D GH4169 接头的晶粒尺寸最小,并且析出相形状由不规则的棒状和块状逐渐向细小的球状转变 [图 7(d)~(f)]。

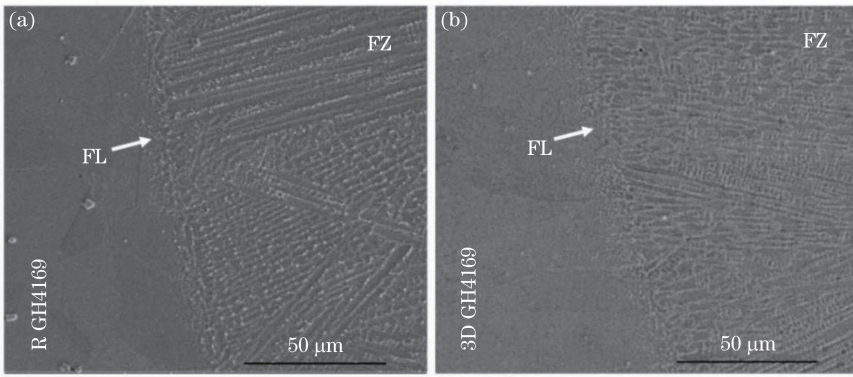


图 6 不同材料状态 GH4169 接头的焊缝左侧显微组织。(a) R/R GH4169 接头;(b) 3D/3D GH4169 接头
Fig. 6 Microstructure of GH4169 laser welded joints on the left of fusion zone with different material states.
(a) R/R GH4169 butt joint; (b) 3D/3D GH4169 butt joint

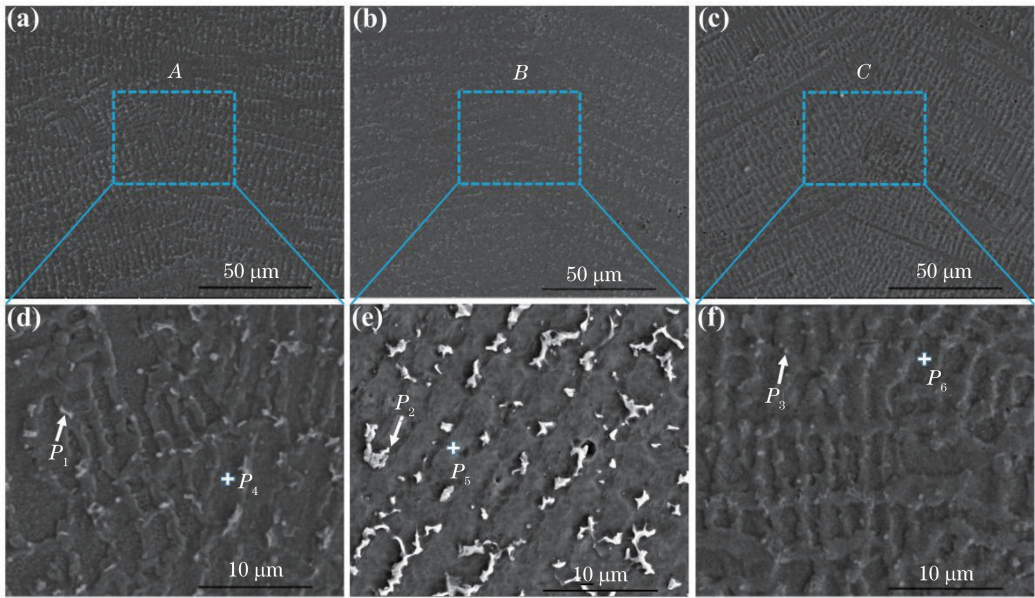


图 7 不同材料状态 GH4169 接头的焊缝中心显微组织。(a) R/R GH4169 接头;(b) R/3D GH4169 接头;
(c) 3D/3D GH4169 接头;(d) A 区放大图;(e) B 区放大图;(f) C 区放大图

Fig. 7 Microstructure of GH4169 laser welded joints in the center of fusion zone with different material states. (a) R/R GH4169 butt joint; (b) R/3D GH4169 butt joint; (c) 3D/3D GH4169 butt joint; (d) enlarged view of region A; (e) enlarged view of region B; (f) enlarged view of region C

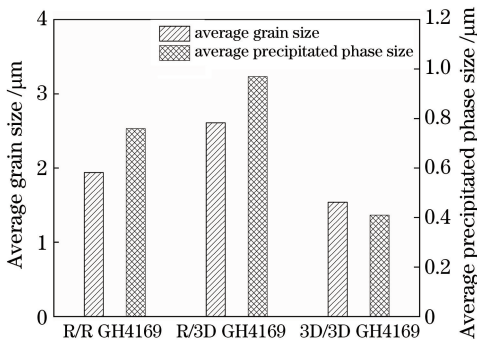


图 8 晶粒尺寸与析出相尺寸统计

Fig. 8 Statistics of average size of grain and precipitated phases

图 9 所示为图 7 中各点的 EDS 扫描结果,表 3 所示为图 7 中各扫描点的元素质量分数。根据接头焊缝析出相和基体的 EDS 扫描结果可以推测出, P_1 点的棒状相可能是 δ 相, P_2 点的不规则块状相可能是 laves 相,而 P_3 点的细小球状相可能是 γ' 相;从 P_4 、 P_5 和 P_6 基体的元素质量分数可知, Al 元素和 Cr 元素在焊缝基体中的质量分数会发生变化, Al 元素的质量分数依次减少, Cr 元素在 R/3D GH4169 接头和 3D/3D GH4169 接头中的质量分数最高。由此可见,元素含量的改变可能是各接头焊缝显微组织出现差异的原因。

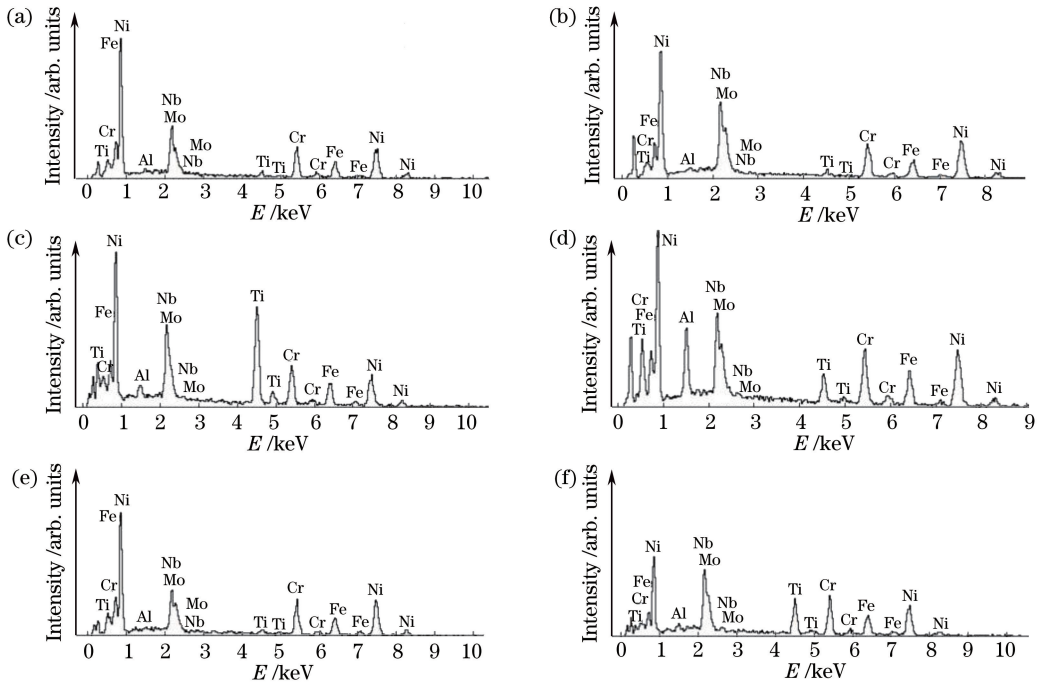


图 9 图 7 中各点的 EDS 扫描结果。(a) P_1 ; (b) P_2 ; (c) P_3 ; (d) P_4 ; (e) P_5 ; (f) P_6

Fig. 9 EDS scanning results of points in Fig. 7. (a) P_1 ; (b) P_2 ; (c) P_3 ; (d) P_4 ; (e) P_5 ; (f) P_6

表 3 图 7 中各扫描点的元素质量分数

Table 3 The element mass fraction of points in Fig. 7

unit: %

Element	Al	Ti	Cr	Fe	Ni	Nb	Mo
P_1	0.58	2.21	14.44	12.01	39.03	27.62	4.12
P_2	3.43	8.37	16.02	15.34	35.22	15.06	6.56
P_3	9.76	17.65	12.43	7.77	26.25	18.77	7.37
P_4	5.44	5.61	15.57	15.05	41.51	16.81	—
P_5	1.46	7.35	17.53	14.52	34.31	24.83	—
P_6	0.77	10.98	17.35	14.24	36.70	19.96	—

3.3 力学性能

为了研究焊缝显微组织的力学性能是如何随母材状态的改变而变化的,分别对 3 种接头的焊缝上、中、下区域进行显微硬度测试,硬度变化曲线如图 10 所示。从图 10(a)~(c)可以看出,每个接头的各区域显微硬度在水平方向上的分布趋势基本相同,R GH4169 母材的平均显微硬度(229 HV)显著低于 3D GH4169 母材的平均显微硬度(404 HV)。此外,热影响区显微硬度较母材有所下降,致使 3 种接头显微硬度曲线波动较大。由焊缝平均显微硬度[图 10(d)]可知:每个接头焊缝上、中、下区域的显微硬度相差较小;每个接头焊缝的平均显微硬度测试结果表明 3D/3D GH4169 接头的平均显微硬度最高(274 HV),其次是 R/R GH4169 接头(261 HV),R/3D GH4169 接头的最小(250 HV)。

对 3 种焊接接头分别进行拉伸测试,以验证其拉伸性能。图 11 所示为拉伸试样断裂后的断口宏

观位置,可以清晰看到,R/R GH4169 接头和 R/3D GH4169 接头的断裂位置均处于 R GH4169 母材处,而 3D/3D GH4169 接头明显在焊缝处断裂。图 12 所示为拉伸性能曲线,从拉伸数据结果可以看出,3D/3D GH4169 接头的拉伸强度(985 MPa)远高于 R/R GH4169 接头(799 MPa)和 R/3D GH4169 接头(768 MPa),这也可以推测出 R GH4169 母材的拉伸强度远低于 3D GH4169 母材,但是 3D/3D GH4169 接头的延伸率(2%)远小于 R/R GH4169 接头(67%)和 R/3D GH4169 接头(34%)。

拉伸试验结束后对接头断口进行 SEM 观察,图 13 为断口形貌示意图。从图 13(a)可以看出,R GH4169 母材断口表面存在大量韧窝,在韧窝之间的纤维纹路中夹杂一些微孔,这表明 R GH4169 母材主要是韧性断裂。然而,3D/3D GH4169 接头的焊缝断口形貌特征是出现大面积的结晶亮面,并伴

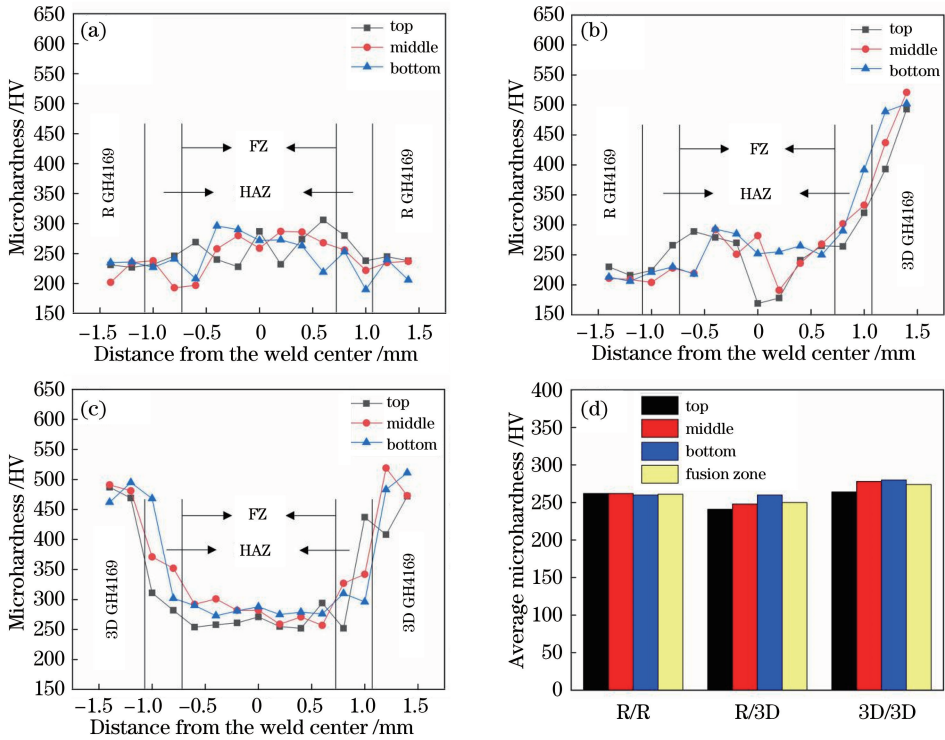


图 10 不同材料状态 GH4169 接头的显微硬度。(a) R/R GH4169 接头；

(b) R/3D GH4169 接头；(c) 3D/3D GH4169 接头；(d) 熔合区的平均显微硬度

Fig. 10 Microhardness of GH4169 laser welded joints with different material states. (a) R/R GH4169 butt joint;

(b) R/3D GH4169 butt joint; (c) 3D/3D GH4169 butt joint; (d) average microhardness of the FZ

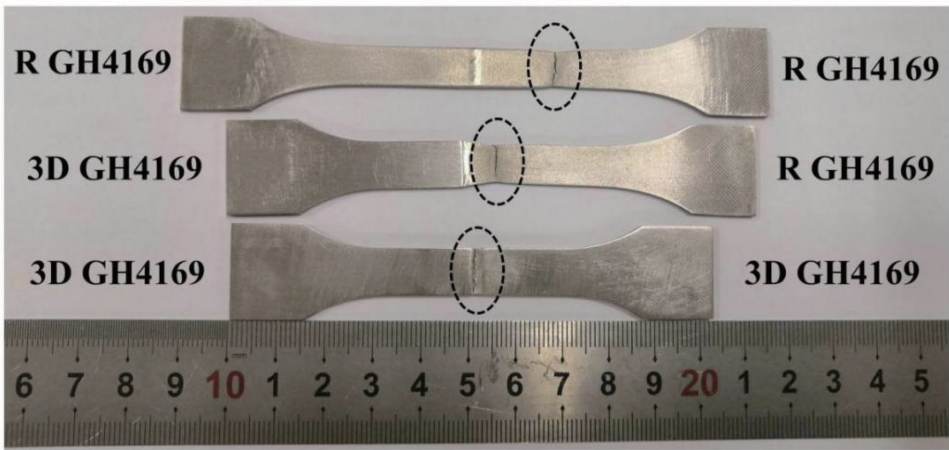


图 11 不同材料状态 GH4169 接头的拉伸试样断口宏观位置

Fig. 11 Macro fracture locations of the tensile samples of GH4169 laser welded joints with different material states

随少量微孔,因此 3D/3D GH4169 接头的焊缝断裂方式为脆性断裂[图 13(b)]。

4 讨论与分析

激光焊接头的显微组织是激光焊接参数共同作用的结果,激光焊接特性是能量较为集中,在相同的热输入条件下,母材的导热能力对接头的形状会产生极大影响。本试验的三种接头材料状态不同,母材的显微组织特征存在明显差异,即三种接头熔池

的散热能力不同,这也使熔池流动性发生变化,导致三种接头熔池内的热输入分布不一致,焊缝形状随之改变。与此同时,由于激光的匙孔效应,在深度方向上热输入逐渐降低,并且越靠近焊件表面,其受到的凝固潜热影响越大,使得接头焊缝熔宽产生差异。另外,激光焊接的快速冷却过程中,会在熔池中产生较大的温度梯度,从而引起较大的组织梯度,大量低熔点溶质在熔池边缘非均匀形核生成胞状晶,并在外延生长的驱动下,向焊缝中心生长成树枝晶,拥有

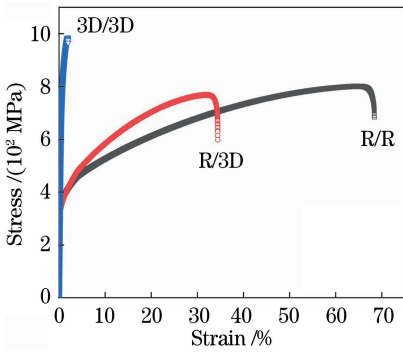


图 12 不同材料状态 GH4169 接头的拉伸性能曲线

Fig. 12 Tensile strength of GH4169 laser welded joints with different material states

择优取向的胞晶还可以生长成柱状晶^[14]。通过对接头的显微组织进行分析可知,三种接头具有不同的材料状态,导致熔池内的热输入分布不同,冷却速度不同,成分过冷区域范围不一样,从而使焊缝各元素偏析程度产生差异,析出相体积分数和元素含量的变化也会导致基体中各元素含量发生变化,其中 Al 元素含量的变化影响了液相线的斜率,从而降低

了柱状晶-等轴晶转变能力^[15],而 Cr 元素的聚集则会影响等轴晶形成范围^[16],这可能是各接头焊缝显微组织不同的原因;同时,晶内和晶间的严重成分偏析会产生大量析出相,而晶间的析出相也会使晶界发生弯曲,这都是增强材料性能的主要因素。R GH4169 母材中奥氏体基体晶粒尺寸和析出相尺寸较 3D GH4169 母材更粗大,并且 R GH4169 母材的析出相体积分数要远远小于 3D GH4169 母材,因此显微硬度测试结果显示,R GH4169 母材平均显微硬度值最低,而 3D GH4169 母材平均显微硬度值最高^[17-18]。但是,激光焊热输入对母材具有重熔作用,使得焊缝显微组织发生变化,R/3D GH4169 接头的晶粒尺寸和析出相尺寸最大,其次是 R/R GH4169 接头,而 3D/3D GH4169 接头的最小,这导致三种接头熔合区显微硬度随着组织尺寸的减少而依次增加。此外,熔合线附近的母材组织受激光焊热输入的影响,产生一定范围的热影响区,导致热影响区的母材发生软化,其显微硬度较母材略有降低。

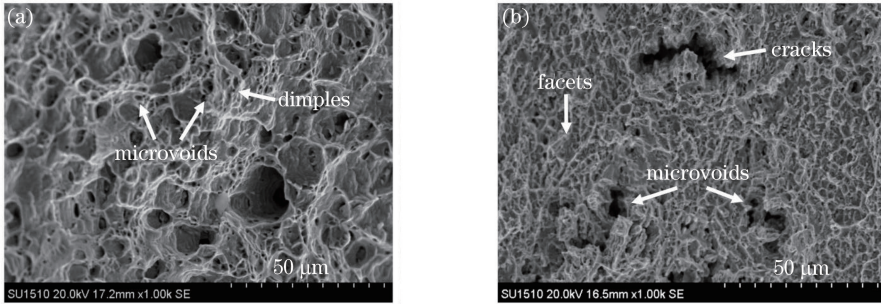


图 13 不同材料状态 GH4169 接头的拉伸试样断口形貌。(a) R GH4169 母材断口形貌;(b) 3D/3D GH4169 焊缝断口形貌

Fig. 13 Fractography of GH4169 laser welded joints with different material states. (a) R GH4169 base metal;

(b) fractography of 3D/3D GH4169 butt joint

R GH4169 母材的固溶强化元素导致晶格畸变较大而层错能较低,会在奥氏体基体中形成孪晶,并且晶内与晶间析出相体积分数较低,晶粒尺寸较大,所以 R GH4169 母材的塑韧性相对较高,而强度较低。同时,R/R GH4169 接头和 R/3D GH4169 接头焊缝显微组织分别以柱状晶和胞状枝晶为主,相较于 R GH4169 母材,其析出相体积分数更高,析出相尺寸和晶粒尺寸更细小,并且柱状晶的抗拉性能更好^[19],所以断裂会发生在 R GH4169 母材一侧。然而,3D GH4169 母材由于增材冷却时间较短,层间界面并不明显,在母材内部可以明显观察到 δ 相呈现棒状分布于基体表面,除此之外,还有大量的 γ' 相和碳化物存在。因为存在大量 δ 强化相,位错在运动过程中很难直接切割通过,而是通过

Orowan 机制绕过 δ 相,使位错大量增殖,从而显著提高材料强度^[20],所以 3D GH4169 母材强度较高,塑韧性较差。此外,3D/3D GH4169 接头焊缝主要是胞状树枝晶,晶粒尺寸大于母材,但析出相体积分数小于母材,导致断裂出现在焊缝位置。在拉伸过程中,晶界是最为脆弱的地方,并生成大量微孔,这些微孔诱导位错聚集,形成位错环,在外力的作用下,微孔逐渐变成裂纹,最终导致断裂^[21]。从拉伸曲线和断口形貌可以判断出 R/R GH4169 接头和 R/3D GH4169 接头的焊缝强度比 R GH4169 母材更高,3D GH4169 母材的强度比其焊缝更高,R GH4169 母材力学性能表现为低强度、高塑韧性,而 3D GH4169 母材力学性能表现为高强度、低塑韧性。

5 结 论

对传统轧制态(R)GH4169 板材和 SLM 增材制造(3D)GH4169 板材分别进行激光焊接,采用光学显微镜、扫描电镜、能谱仪对接头显微组织特征进行表征,对接头进行显微硬度和拉伸测试。在相同热输入条件下获得成形良好的不同材料状态 GH4169 激光焊接头,焊缝均无裂纹和气孔等严重影响焊接质量的缺陷。

R/R GH4169 接头的焊缝显微组织主要由胞晶生长成的柱状晶,而 R/3D GH4169 接头和 3D/3D GH4169 接头的焊缝显微组织是胞状树枝晶占主导, γ 基体上分布着大量 δ 相、 γ' 相和 laves 相,并且 R/3D GH4169 接头、R/R GH4169 接头和 3D/3D GH4169 接头的熔合区晶粒尺寸和析出相尺寸依次减小。R GH4169 母材的平均显微硬度(229 HV)低于 3D GH4169 母材(404 HV),熔合区平均显微硬度的测试结果表明 3D/3D GH4169 接头最高(274 HV),其次是 R/R GH4169 接头(261 HV),R/3D GH4169 接头的最低(250 HV)。R/R GH4169 接头和 R/3D GH4169 接头断裂在 R GH4169 母材上,拉伸强度分别为 799 MPa 和 768 MPa,延伸率分别为 67% 和 34%,主要为韧性断裂;3D/3D GH4169 接头断裂在焊缝处,拉伸强度为 985 MPa,延伸率为 2%,以脆性断裂为主。

参 考 文 献

- [1] Lei L M, Hou H P, He Y L, et al. Application and challenges of metal additive manufacturing in civil aviation [J]. *Aeronautical Manufacturing Technology*, 2019, 62(21): 22-30.
雷力明, 侯慧鹏, 何艳丽, 等. 金属增材制造技术在民用航空领域的应用与挑战[J]. *航空制造技术*, 2019, 62(21): 22-30.
- [2] Huang S, Guo S Q, Zhang G H, et al. Microstructure and impact toughness of GH4169 samples fabricated by selective laser melting [J]. *Laser & Optoelectronics Progress*, 2020, 57(5): 051405.
黄帅, 郭绍庆, 张国会, 等. 选区激光熔化 GH4169 组织与冲击韧性分析[J]. *激光与光电子学进展*, 2020, 57(5): 051405.
- [3] Liu F C, Lü F Y, Ren H, et al. δ phase precipitation of Inconel 718 Ni-based superalloy fabricated by laser solid forming[J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2018, 45(12): 1202009.
刘奋成, 吕飞阅, 任航, 等. 激光立体成形 Inconel

718 镍基高温合金 δ 相析出规律 [J]. *中国激光*, 2018, 45(12): 1202009.

- [4] Zhao X B, Gu Y F, Lu J T, et al. New research development of superalloy GH4169 [J]. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2015, 44(3): 768-774.
赵新宝, 谷月峰, 鲁金涛, 等. GH4169 合金的研究新进展 [J]. *稀有金属材料与工程*, 2015, 44(3): 768-774.
- [5] Zhang J, Zhang Q L, Li D, et al. Effect of δ aging treatment on microstructure and tensile properties of repaired Inconel 718 alloy using laser additive manufacturing[J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2020, 47(1): 0102001.
张杰, 张群莉, 李栋, 等. δ 时效处理对激光增材修复 Inconel 718 合金组织与性能的影响 [J]. *中国激光*, 2020, 47(1): 0102001.
- [6] Chen G Q, Zhang B G, Lü T M, et al. Causes and control of welding cracks in electron-beam-welded superalloy GH4169 joints [J]. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2013, 23(7): 1971-1976.
- [7] Kobayashi K, Yamaguchi K, Hayakawa M, et al. Grain size effect on high-temperature fatigue properties of alloy 718 [J]. *Materials Letters*, 2005, 59(2/3): 383-386.
- [8] Ping D H, Gu Y F, Cui C Y, et al. Grain boundary segregation in a Ni-Fe-based (Alloy 718) superalloy [J]. *Materials Science and Engineering A*, 2007, 456(1/2): 99-102.
- [9] Yeni C, Koçak M. Fracture analysis of laser beam welded superalloys Inconel 718 and 625 using the FITNET procedure [J]. *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, 2008, 85(8): 532-539.
- [10] Hong J K, Park J H, Park N K, et al. Microstructures and mechanical properties of Inconel 718 welds by CO₂ laser welding [J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2008, 201(1/2/3): 515-520.
- [11] Ram G D J, Reddy A V, Rao K P, et al. Microstructure and tensile properties of Inconel 718 pulsed Nd-YAG laser welds [J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2005, 167(1): 73-82.
- [12] Zhu Q, Cheng L K, Wang C J, et al. Effect of δ phase on size effect in microtensile deformation of a nickel-based superalloy [J]. *Materials Science and Engineering A*, 2019, 766: 138405.
- [13] Li Z, Chen J, Sui S, et al. The microstructure evolution and tensile properties of Inconel 718 fabricated by high-deposition-rate laser directed energy deposition [J]. *Additive Manufacturing*, 2020, 31: 100941.

- [14] Li Y B, Meng D Q, Liu K Z, et al. Simulation of microstructure formation during solidification in weld pool [J]. Transactions of the China Welding Institution, 2010, 31(4): 57-60, 64.
李玉斌, 蒙大桥, 刘柯钊, 等. 焊接熔池凝固过程组织演变模拟[J]. 焊接学报, 2010, 31(4): 57-60, 64.
- [15] Haines M, Plotkowski A, Frederick C L, et al. A sensitivity analysis of the columnar-to-equiaxed transition for Ni-based superalloys in electron beam additive manufacturing [J]. Computational Materials Science, 2018, 155: 340-349.
- [16] Niu S Q, Yin K X, You Q F, et al. The alloying elements dispersion and its mechanisms in a Ni-based superalloy during electron beam remelting [J]. Vacuum, 2019, 166: 107-113.
- [17] Han K, Wang H Q, Peng F, et al. Investigation of microstructure and mechanical performance in IN738LC joint by vacuum electron beam welding [J]. Vacuum, 2019, 162: 214-227.
- [18] Eriş R, Akdeniz M V, Mekhrabov A O. Atomic size effect of alloying elements on the formation, evolution and strengthening of γ' -Ni₃Al precipitates in Ni-based superalloys [J]. Intermetallics, 2019, 109: 37-47.
- [19] Im S Y, Jun S Y, Lee J W, et al. Unidirectional columnar microstructure and its effect on the enhanced creep resistance of selective electron beam melted Inconel 718 [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2020, 817: 153320.
- [20] Stinville J C, Yao E R, Callahan P G, et al. Dislocation dynamics in a nickel-based superalloy via *in situ* transmission scanning electron microscopy [J]. Acta Materialia, 2019, 168: 152-166.
- [21] 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.