

# IC10 单晶高温合金激光焊裂纹及显微组织的研究

信纪军<sup>1,2,3\*\*</sup>, 方超<sup>1,3\*</sup>, 杨武雄<sup>4</sup>, 王善林<sup>5</sup>, 戴文华<sup>1,2,3</sup>, 卫靖<sup>1,3</sup>, 吴杰峰<sup>1,3</sup>, 宋云涛<sup>1,2,3\*\*\*</sup>

<sup>1</sup>中国科学院等离子体物理研究所, 安徽 合肥 230031;

<sup>2</sup>中国科学技术大学, 安徽 合肥 230026;

<sup>3</sup>特种焊接技术安徽省重点实验室, 安徽 淮南 232000;

<sup>4</sup>北京工业大学激光工程研究院, 北京 100124;

<sup>5</sup>南昌航空大学轻合金加工科学与技术国防重点学科实验室, 江西 南昌 330036

**摘要** 利用激光焊工艺焊接了 IC10 单晶高温合金, 分析了焊接速度对接头焊缝成形、横截面形貌以及显微组织的影响。结果表明, 随着焊接速度的减小, 焊缝的表面和背面宽度增大。不同焊接速度下焊缝的横截面均呈典型的“酒杯”状。焊缝主要由细晶区和胞状晶以及柱状晶组成。不同焊接速度下的焊缝中均存在沿晶界扩展的焊接裂纹。接头中晶粒的生长方向趋于一致, 从而增大了接头裂纹的敏感性。

**关键词** 激光技术; 激光焊; IC10 单晶高温合金; 显微组织; 裂纹

中图分类号 TG456.7

文献标识码 A

doi: 10.3788/CJL201845.0802002

## Study on Cracks and Microstructures of IC10 Single Crystal Superalloys by Laser Welding

Xin Jijun<sup>1,2,3\*\*</sup>, Fang Chao<sup>1,3\*</sup>, Yang Wuxiong<sup>4</sup>, Wang Shanlin<sup>5</sup>,

Dai Wenhua<sup>1,2,3</sup>, Wei Jing<sup>1,3</sup>, Wu Jiefeng<sup>1,3</sup>, Song Yuntao<sup>1,2,3\*\*\*</sup>

<sup>1</sup>Institute of Plasma Physics, Chinese Academy of Sciences, Hefei, Anhui 230031, China;

<sup>2</sup>University of Science and Technology of China, Hefei, Anhui 230026, China;

<sup>3</sup>Anhui Key Laboratory of Special Welding Technology, Huainan, Anhui 232000, China;

<sup>4</sup>Institute of Laser Engineering, Beijing University of Technology, Beijing 100124, China;

<sup>5</sup>National Defence Key Disciplines Laboratory of Light Alloy Processing Science and Technology,

Nanchang Hangkong University, Nanchang, Jiangxi 330063, China

**Abstract** The IC10 single crystal superalloys are welded by the laser welding process, and the effects of welding speed on joint weld forming, cross-section morphology and microstructure are analyzed. The results show that the surface and back widths of welds increase with the decrease of welding speed. The cross-sections of welds under different welding speeds all show a typical goblet shape. The welds mainly consist of fine grains, cellular crystals and columnar crystals. The welding cracks extending along the grain boundaries always occur in welds under different welding speeds. The growing direction of the grains in joints tends to be the same, which increases the cracking susceptibility of joints.

**Key words** laser technique; laser welding; IC10 single crystal superalloy; microstructure; crack

**OCIS codes** 140.3390; 140.3510; 350.3390

## 1 引言

随着航空发动机的快速发展, 利用传统镍基高

温合金制造的先进喷气发动机叶片、燃烧室等部件存在严重的烧蚀问题, 无法满足先进发动机对材料的要求。Ni<sub>3</sub>Al 金属间化合物为高温结构材料, 被

收稿日期: 2018-01-15; 修回日期: 2018-03-06; 录用日期: 2018-04-08

基金项目: 国家杰出青年科学基金(51525703)

\* E-mail: fangchao@ipp.ac.cn; \*\* E-mail: xinjijun@ipp.ac.cn; \*\*\* E-mail: ytsong@ipp.ac.cn

广泛应用于制造涡轮发动机等关键部件中<sup>[1-2]</sup>。然而,多晶 Ni<sub>3</sub>Al 金属间化合物存在晶界固有缺陷和晶界偏析现象,其韧性较低,抗高温性能差,无法满足航空发动机的使用要求。采用定向凝固技术可以减少晶界并消除晶界固有缺陷和晶界偏析,有效地降低了构件在服役过程中产生裂纹的可能性,其中, Ni<sub>3</sub>Al 基 IC6 和 IC6A 单晶合金具有高温强度大、抗蠕变性能好、比重小等优点,已被应用于航空发动机二级导向叶片中<sup>[3-4]</sup>。IC10 单晶合金是新一代的 Ni<sub>3</sub>Al 基高温合金,被应用于制造高推重比高压涡轮导向叶片<sup>[5]</sup>。现有铸造技术无法制备 IC10 单晶合金整体叶盘和叶轮,必须采用焊接技术进行连接<sup>[6]</sup>。

各种高温合金的激光焊接与电子束焊接已有大量的研究<sup>[7-10]</sup>,但关于新型 Ni<sub>3</sub>Al 基 IC10 单晶高温合金的焊接研究鲜有报道。张海泉等<sup>[11]</sup>研究发现,

表 1 IC10 单晶高温合金的化学成分(质量分数,%)

Table 1 Chemical compositions of IC10 single crystal superalloy (mass fraction, %)

Element	C	Co	Cr	Al	W	Mo	Ta	Hf	B	Ni
Content	0.12	12	7.5	6.2	5.2	2	7.5	1.7	0.02	Bal.

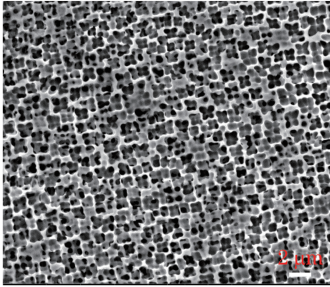


图 1 IC10 单晶高温合金的显微组织

Fig. 1 Microstructure of IC10 single crystal superalloy

采用德国 IPG 公司生产的 YLS-20000 光纤激光器进行试验,其最大输出功率为 20 kW,聚焦距离为 300 mm,准直距离为 200 mm,光纤芯径为 300 μm,最小光斑直径为 0.45 mm,激光焊接头安装在德国 KUKA 公司生产的 KR60HA 机器手臂上。焊接过程中采用对接接头方式,输出功率为 2.5 kW,离焦量为 0 mm,焊接速度分别为 3.0, 3.2, 3.6, 4.0 m·min<sup>-1</sup>,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 15 L·min<sup>-1</sup>和 10 L·min<sup>-1</sup>。焊后将试样沿着横截面切开,研磨抛光后,采用由 20 mL HCl、20 mL H<sub>2</sub>O、4 g CuSO<sub>4</sub>组成的混合液进行腐蚀。利用重庆光电仪器有限公司生产的 XJP-2C 光学显微镜和美国 FEI 公司生产的

电子束焊接 IC10 高温合金的焊缝中心线和热影响区附近容易出现横向裂纹。Zhang 等<sup>[12]</sup>研究发现, Ni<sub>3</sub>Al 基高温合金铸锭的晶粒越小,裂纹的敏感性越低。本文采用激光焊对 Ni<sub>3</sub>Al 基 IC10 单晶高温合金进行焊接,分析了焊接速度对焊接接头成形及显微组织的影响,讨论了焊接接头裂纹的产生机制。

## 2 试验材料和方法

采用 IC10 镍基单晶浇铸板材作为试验材料,并通过线切割方式加工成尺寸为 60 mm × 40 mm × 2 mm 的试板,其化学成分见表 1。IC10 单晶高温合金的显微组织如图 1 所示。可以看到, IC10 单晶高温合金主要由网状 γ 和 γ' 相组成,其中,树枝状的为 γ 相,立方体状的为 γ' 沉淀析出相。γ' 相是以 Ni<sub>3</sub>Al 为基的金属间化合物,γ' 相是从 γ 相上共格析出的,具有面心立方结构。

Quanta 650F 扫描电镜观察焊缝的宏观形貌和显微组织。采用 FEI Quanta 650F 扫描电镜上配备的 HKL Channel5 数据后处理软件对接头进行电子背散射衍射(EBSD)表征。为了去除机械研磨产生的表面变形层,试样需进行电解抛光。电解抛光在 -30 °C 环境下进行,抛光液由体积分数为 10% 的高氯酸和 90% 的乙醇组成,电压为 30 V,抛光时间约为 60 s。

## 3 结果及分析

### 3.1 工艺参数对焊缝成形及横截面形貌的影响

不同焊接速度下焊缝的表面和背面形貌如图 2 所示。可以看出,不同焊接速度下的焊缝都实现了熔透焊接,且焊缝连续成形,未见咬边和严重的飞溅等现象。随着焊接速度的减小,焊缝的表面和背面宽度逐渐增大,焊缝的表面宽度由焊速 4.0 m·min<sup>-1</sup>时的 1.61 mm 增大到 3.0 m·min<sup>-1</sup>时的 2.14 mm,焊缝的背面宽度同样由 0.94 mm 增大到 1.75 mm。然而,不同焊接速度下的焊缝正面均出现了垂直且贯穿焊缝的表面裂纹;焊缝背面的表面裂纹随着焊接速度的增大而明显减小,当焊接速度为 4.0 m·min<sup>-1</sup>时,焊缝背面并未出现表面裂纹。焊接接头 X 射线探伤底片如图 3 所示。

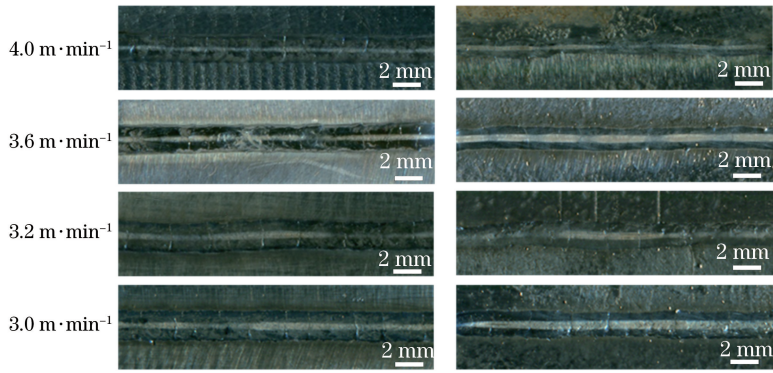


图 2 不同焊接速度下焊缝的形貌。(a)表面;(b)背面

Fig. 2 Weld appearances under different welding speeds. (a) Surface; (b) back



图 3 焊接接头 X 射线探伤底片

Fig. 3 X-ray examination film of welding joint

不同焊接速度下接头的横截面形貌如图 4 所示。可以看到,不同焊接速度下的接头均为典型的“酒杯状”形貌,且随着焊接速度的减小,焊缝的背面与表面宽度逐渐趋于一致,焊接接头呈上下中心对称。这可能是由于随着焊接速度的减小,焊接热输入量增大,背面熔池的流动性加快,从而造成焊缝的背面宽度增大。从图 4(c)可以观察到裂纹和缩松缺陷,这是由激光焊焊缝的快速凝固引起的。

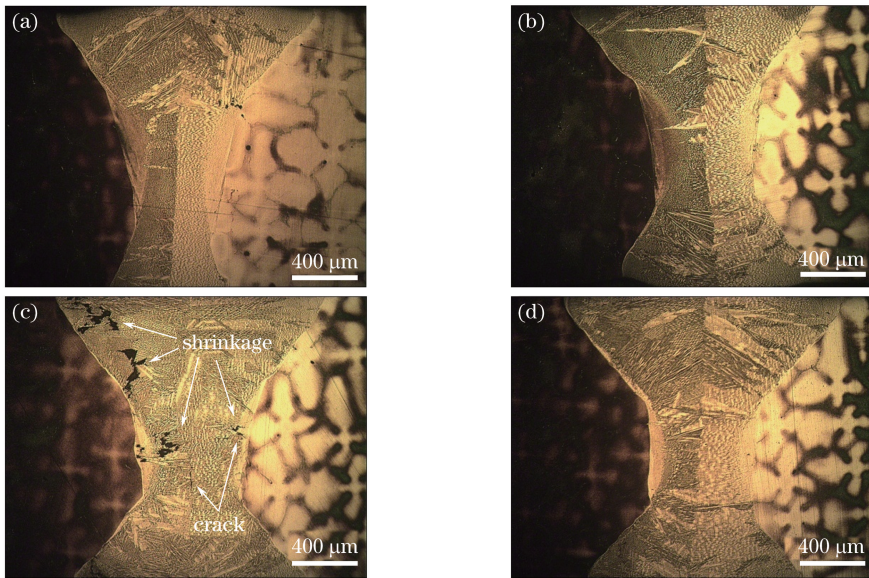


图 4 不同焊接速度下焊缝的横截面形貌。(a)  $4.0 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$ ; (b)  $3.6 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$ ; (c)  $3.2 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$ ; (d)  $3.0 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$

Fig. 4 Cross-sectional appearances of welds under different welding speeds.

(a)  $4.0 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$ ; (b)  $3.6 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$ ; (c)  $3.2 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$ ; (d)  $3.0 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$

### 3.2 焊接接头显微组织

当焊接速度为  $3.6 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$  时,接头的显微组织如图 5 所示。可以看到,焊缝的组织由枝晶主干相  $\gamma'$  及分布于晶间的  $\gamma$  相和  $(\gamma + \gamma')$  共晶组成。由图 5(a) 可以看出,在焊缝凝固起始阶段,紧邻母材的细晶区由无规则排列的细小的等轴晶组成;细晶

区处于焊缝的最外层,紧邻母材,区域厚度比较小,仅有数个晶粒厚。焊缝区细晶的形成是由于在激光焊接过程中,焊道内液态熔池中高温熔体遇到最外层未熔化的母材,这些熔体受到强烈的激冷作用而结晶形核,这些晶核在生长过程中相互抑制,从而形成了无方向性的表面细晶粒组织。在焊缝凝固过程

中,焊缝以胞状晶形式生长,且焊缝中存在一些具有不同晶粒取向的胞状晶区,如图 5(a)中白色箭头所示。由图 5(b)可以看出,焊缝凝固初期以柱状枝晶形式进行形核结晶,熔合线附近不存在细晶区,存在一些具有不同晶粒取向的晶区,这可能是晶粒沿着三个易生长方向[100]、[010]和[001]竞争生长的结

果。从图 5(c)可以看出,焊缝中的胞状晶和柱状晶在中心处交汇。焊缝中存在与熔合线方向垂直的柱状晶,这可能是由于受激光热输入和结晶潜热共同的作用,以及焊接过程中熔池剧烈流动的影响,焊缝中形成了一些非均匀凝固组织,造成了微观组织形态的差异。

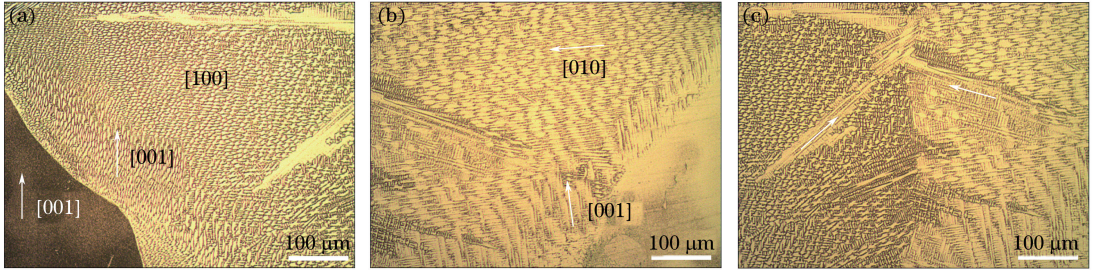


图 5 焊接接头的显微组织。(a)左侧焊缝熔合线附近;(b)右侧焊缝熔合线附近;(c)焊缝中部

Fig. 5 Microstructures of welding joint. (a) Near left of weld fusion line; (b) near right of weld fusion line; (c) center of weld

不同焊接速度下焊缝中心的显微组织如图 6 所示。可以发现,不同焊接速度下焊缝中心主要由胞状晶及柱状晶组成,在焊缝中心线交汇处均未发现等轴晶粒的存在。当焊接速度为  $4.0 \text{ m} \cdot \text{min}^{-1}$  时,焊缝的柱状晶含量较小,主要为细小的胞状晶组织,且生长方向较为一致,焊缝中心线也较为明显。随着焊接速度的减小,焊缝中胞状晶逐渐粗化,柱状晶

的生长也得到促进,且焊缝中心线逐渐弱化。当焊接速度为  $3.0 \text{ m} \cdot \text{min}^{-1}$  时,很难观察到规则的焊缝中心线。根据焊缝凝固原理<sup>[13]</sup>可知,当焊接速度为  $4.0 \text{ m} \cdot \text{min}^{-1}$  时,焊接热输入量较小,温度梯度与生长速率的比值  $R$  较大,容易发生胞晶生长。随着焊接速度的减小,焊接热输入量逐渐增大,从而造成较小的  $R$ ,有利于柱状树枝晶的生长。

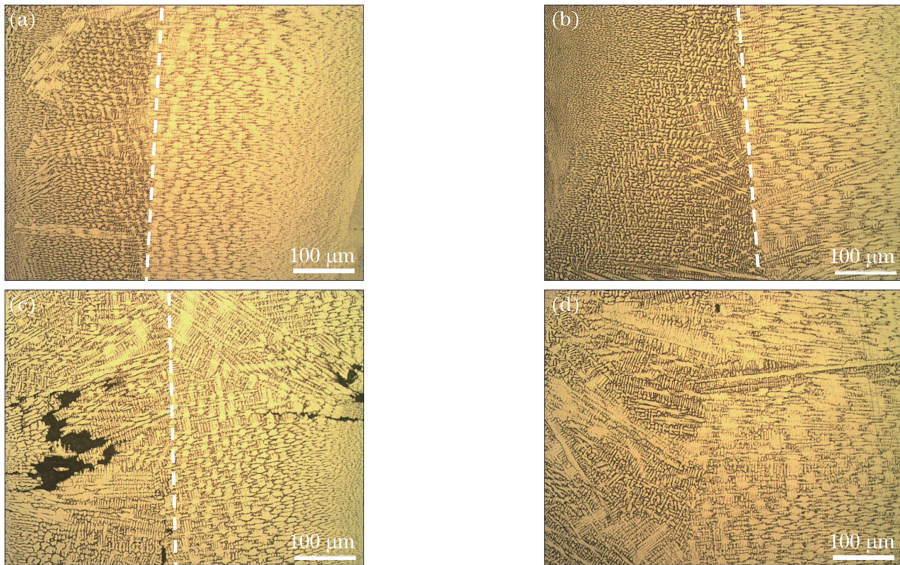


图 6 不同焊接速度下焊缝中心的显微组织。(a)  $4.0 \text{ m} \cdot \text{min}^{-1}$ ; (b)  $3.6 \text{ m} \cdot \text{min}^{-1}$ ; (c)  $3.2 \text{ m} \cdot \text{min}^{-1}$ ; (d)  $3.0 \text{ m} \cdot \text{min}^{-1}$

Fig. 6 Microstructures in central area of welds under different welding speeds.

(a)  $4.0 \text{ m} \cdot \text{min}^{-1}$ ; (b)  $3.6 \text{ m} \cdot \text{min}^{-1}$ ; (c)  $3.2 \text{ m} \cdot \text{min}^{-1}$ ; (d)  $3.0 \text{ m} \cdot \text{min}^{-1}$

### 3.3 裂纹形成原因分析

由接头的显微组织分析发现,在激光焊接过程中,IC10 单晶高温合金焊缝中极易产生焊接裂纹。

焊缝中心的凝固裂纹如图 7 所示。IC10 单晶高温合金焊缝熔池的结晶特点是焊缝的显微组织垂直于熔合线快速向焊缝中心方向生长,焊缝熔池中先凝固的

金属纯度较高,后期凝固的低熔点共晶被推移到柱状晶生长前端的焊缝中心处而形成液态薄膜。此外,IC10 单晶高温合金的线膨胀系数较大,不易变形,焊缝凝固过程中产生的较大收缩应力使得焊缝在凝固后期发生开裂,从而形成焊缝中心凝固裂纹。

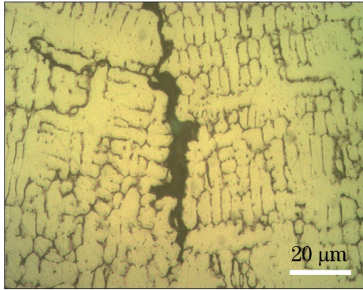


图 7 焊缝中心的凝固裂纹

Fig. 7 Solidification cracks in center of welds

接头焊缝横向裂纹的扫描电镜(SEM)形貌如图 8 所示。由图 8(a)可知,裂纹不仅分布于焊缝中部区域,凝固初期在焊缝熔合线附近就产生了焊接裂纹。焊缝裂纹发生在焊缝两个树枝状晶之间,图 8(a)所示的柱状晶区内的裂纹沿着柱状晶界扩

展,平行于柱状晶的生长方向,扩展路径较为平直。相比于柱状晶区,在胞状晶区内的裂纹沿着胞状晶晶界扩展,扩展路径较为弯曲,如图 8(b)所示。因此,焊接凝固裂纹的产生与焊缝中由低熔点共晶、低熔点析出相形成的液膜有关<sup>[9]</sup>。虽然 IC10 单晶高温合金的强度较大,但是其塑性较差,很难发生形变,在激光焊快速的冷却过程中,接头中形成较大的温度梯度,造成接头中的应力较大。另一方面,IC10 单晶高温合金的成分较为复杂,主要是由  $\gamma'$  基体、 $\gamma$  和  $(\gamma + \gamma')$  共晶组成,其中  $(\gamma + \gamma')$  共晶是凝固后期液析产物,分布于枝晶间。晶界上还有少量碳化物相和极少量的硼化物。此外,IC10 单晶高温合金中 Al 的含量很大,在焊接时容易形成低熔点共晶,从而造成枝晶间发生元素偏析,出现液态的薄膜,在焊缝收缩拉伸应力的作用下产生裂纹。由显微组织分析可知,枝晶间为  $\gamma$  相,大部分原子键为 Ni—Ni,而 Ni—Ni 的键能为  $-71.33 \text{ kJ} \cdot \text{mol}^{-1}$ ,高于 Ni—Al 的键能  $-74.08 \text{ kJ} \cdot \text{mol}^{-1}$ 。因此,枝晶间的强度小于枝晶内的强度, Ni—Ni 容易断裂,裂纹易在枝晶间萌生并进行扩展<sup>[14]</sup>。

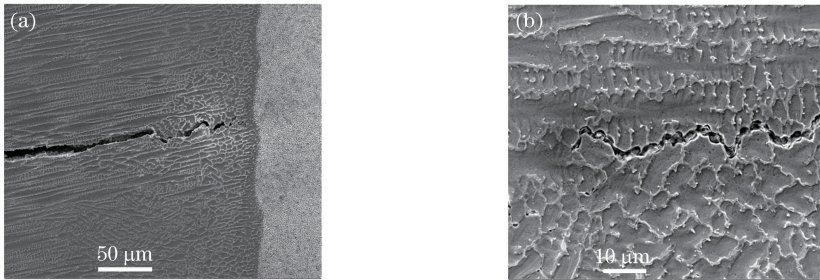


图 8 不同区域处接头焊缝横向裂纹的扫描电镜形貌。(a)沿柱状晶晶界扩展;(b)沿胞状晶晶界扩展

Fig. 8 SEM images of transverse cracks of joint welds at different areas.

(a) Extending along columnar crystal boundary; (b) extending along cellular crystal boundary

接头区域 EBSD 分析的结果如图 9 所示,接头晶粒取向差分布如图 10 所示。从图 9 可以看出,焊缝中晶粒的取向比较一致,大致沿着 $[001]$ 方向进行

生长,因此,焊缝中晶粒方向性较明显,产生的热裂纹倾向大。从图 10 可以看出,焊缝中分布着一定数量大于  $15^\circ$  的大角度晶界, IC10 单晶高温合金激光

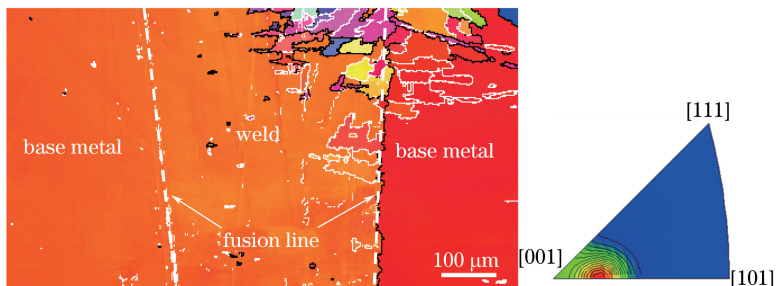


图 9 接头的 EBSD 分析结果

Fig. 9 EBSD analysis results of joint

焊的裂纹敏感性得到进一步增强。由 Rappaz 的理论模型<sup>[15]</sup>可知,晶体学的取向差将晶界分为“吸引”和“排斥”两种晶界。“吸引”晶界的晶界能小于两倍的固液界面能,将促使焊缝凝固后期二次枝晶臂的相互结合。“排斥”晶界的晶界能大于两倍的固液界面能,将造成凝固后期枝晶间的液膜在较低温度下依然保持稳定性。Rappaz 模型可以解释大角度晶界对凝固裂纹敏感性较高而小角度晶界对其不敏感的原因。这是由于大角度晶界的晶界能可能超过两倍的固液界面能,使液膜在较低的温度下保持稳定性;小角度晶界的晶界能较低,凝固后期液膜不稳定,将在二次枝晶臂间桥接在一起,从而避免了裂纹的产生。该结果与文献<sup>[16-17]</sup>中关于镍基高温合金焊接时热裂纹的产生机理一致。

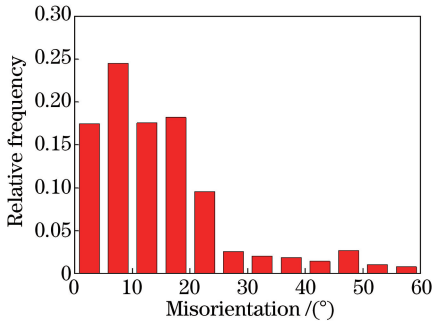


图 10 接头晶粒取向差分布图

Fig. 10 Misorientation distribution of joint grains

由图 2 可知,随着焊接速度的减小,裂纹的数量逐渐增加且焊缝背面也逐渐出现焊接裂纹。分析可知,在热输入量较大时,柱状晶容易粗大,偏析程度增大,同时晶界上容易析出低熔共晶。且随着焊接热输入量的增大,焊接接头的塑性变形区将增大,在后续的凝固过程中焊接残余应力也增大,裂纹的形成倾向增大。因此,焊接热输入量直接影响着晶粒形态的变化,析出物在晶界间的分布及化学成分的均匀性,进而影响热裂纹的产生,增大裂纹的敏感性<sup>[18-19]</sup>。

## 4 结 论

利用激光焊工艺焊接了 IC10 单晶高温合金,分析了焊接速度对接头焊缝成形、横截面形貌以及显微组织的影响,得到以下结论。

1) 接头的显微组织由表层的细晶区及焊缝中具有不同生长方向的胞状晶和柱状晶组成。随着焊接速度的减小及热输入量的增大,焊缝中胞状晶逐渐粗化,柱状晶的数量逐渐增大。

2) 当激光热输入量较大时,焊缝出现裂纹的倾

向性越大,且随着焊接热输入量的增大,焊缝背面逐渐出现裂纹。

## 参 考 文 献

- [1] Fu H Z. Challenge and development trends to future aero-engine materials [J]. Journal of Aeronautical Materials, 1998,18(4): 52-61.  
傅恒志. 未来航空发动机材料面临的挑战与发展趋向[J]. 航空材料学报, 1998,18(4): 52-61.
- [2] Ding R G, Ojo O A, Chaturvedi M C. Laser beam weld-metal microstructure in a yttrium modified directionally solidified Ni<sub>3</sub> Al-base alloy [J]. Intermetallics, 2007, 15(12): 1504-1510.
- [3] Zhao X H, Han Y F, Tang Y N, et al. The direction solidified Ni<sub>3</sub> Al-based alloy IC6[J]. Journal of Materials Engineering, 1997(9): 13-14.  
赵希宏, 韩雅芳, 谭永宁, 等. 定向凝固 Ni<sub>3</sub> Al 基合金 IC6[J]. 材料工程, 1997(9): 13-14.
- [4] Li P, Li S S, Han Y F. Effect of heat treatment on microstructure and stress rupture properties of a Ni<sub>3</sub>Al base [J]. Journal of Materials Engineering, 2009(s1): 131-135.  
李萍, 李树索, 韩雅芳. 热处理对 Ni<sub>3</sub>Al 基单晶合金 IC6SX 组织和性能的影响[J]. 材料工程, 2009(s1): 131-135.
- [5] Chen R Z. Development of cast superalloys and process in BIAM for 40 years [J]. Journal of Materials Engineering, 1998(10): 3-10.  
陈荣章. 北京航空材料研究院铸造高温合金及工艺发展 40 年[J]. 材料工程, 1998(10): 3-10.
- [6] Molian P A, Yang Y M, Srivatsan T S. Laser welding behavior of cast Ni<sub>3</sub>Al intermetallic alloy[J]. Journal of Materials Science, 1992, 27 (7): 1857-1868.
- [7] Wang Q, Zhang Y H. Numerical simulation of electron beam welding temperature field of heat-resisting superalloys[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2007, 28(6): 97-100.  
王庆, 张彦华. 高温合金电子束焊接温度场数值模拟[J]. 焊接学报, 2007, 28(6): 97-100.
- [8] Pang M, Tan J S, Wang J P, et al. Microstructure and crack formation in K418 alloy laser welded joints [J]. Materials for Mechanical Engineering, 2009, 33(11): 5-7.  
庞铭, 谭建松, 王建平, 等. K418 合金激光焊接接头组织与裂纹形成原因[J]. 机械工程材料, 2009, 33(11): 5-7.
- [9] Xiong J G, Hu Q W, Wu F S, et al. Microstructure characteristics and weld cracking formation in nickel superalloy laser welded joints [J]. Applied Laser,

- 2001, 21(5): 309-312.
- 熊建钢, 胡乾午, 吴丰顺, 等. 镍基高温合金激光焊接接头组织及裂纹形成原因[J]. 应用激光, 2001, 21(5): 309-312.
- [10] Chen B Q, Xiong H P, Sun B B, *et al.* Microstructures and properties of laser welded dissimilar Ti<sub>3</sub>Al/GH4169 joints[J]. Chinese Journal of Lasers, 2018, 45(4): 0402004.
- 陈冰清, 熊华平, 孙兵兵, 等. Ti<sub>3</sub>Al/GH4169 异种材料激光焊接头的组织及性能[J]. 中国激光, 2018, 45(4): 0402004.
- [11] Zhang H Q, Zhao H Y, Zhang Y H, *et al.* Analysis on the microfissure behavior in the heat affected zone of electron beam welded nickel based superalloy[J]. Journal of Materials Engineering, 2005(3): 22-25.
- 张海泉, 赵海燕, 张彦华, 等. 镍基高温合金电子束焊接热影响区微裂纹特征分析[J]. 材料工程, 2005(3): 22-25.
- [12] Zhang D Y, Gao H Y, Lu K, *et al.* Ni<sub>3</sub>Al-base alloy of laser welding behavior research [J]. Advanced Materials Research, 2012, 418/419/420: 1531-1537.
- [13] Kou S. Welding Metallurgy[M]. 2nd ed. Hoboken: John Wiley & Sons, 2003.
- [14] Ogura T, Hanada S, Masumoto T, *et al.* Grain-boundary fracture of L12 type intermetallic compound Ni<sub>3</sub>Al [J]. Metallurgical Transactions A, 1985, 16(3): 441-443.
- [15] Rappaz M, Jacot A, Boettinger W J. Last-stage solidification of alloys: Theoretical model of dendrite-arm and grain coalescence [J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2003, 34(3): 467-479.
- [16] Chauvet E, Kontis P, Jagle E A, *et al.* Hot cracking mechanism affecting a non-weldable Ni-based superalloy produced by selective electron beam melting[J]. Acta Materialia, 2018, 142: 82-94.
- [17] Rong P, Wang N, Wang L, *et al.* The influence of grain boundary angle on the hot cracking of single crystal superalloy DD6 [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2016, 676: 181-186.
- [18] Rush M T, Colegrove P A, Zhang Z, *et al.* An investigation into cracking in nickel-base superalloy repair welds [J]. Advanced Materials Research, 2010, 89/90/91: 467-472.
- [19] Li J, Wang H M. Microstructure and mechanical properties of rapid directionally solidified Ni-base superalloy Rene 41 by laser melting deposition manufacturing[J]. Materials Science and Engineering A, 2010, 527(18/19): 4823-4829.