

GH909 合金激光焊接接头的微观组织特征

张良¹, 闫飞^{2*}¹ 苏州市职业大学机电工程学院, 江苏 苏州 215104;² 武汉理工大学汽车工程学院, 湖北 武汉 430070

摘要 采用光纤激光器对 2 mm 厚 GH909 合金进行焊接实验, 探究了焊缝横截面宏/微观成形、外延生长组织演变和接头典型位置的晶体分布特征。研究表明: GH909 合金焊缝呈典型的沙漏形, 焊缝区晶粒尺寸明显大于母材和热影响区的晶粒尺寸; 典型的柱状晶析出在焊缝中部和下部, 少量等轴晶在焊缝顶部形成; 平面生长的针状晶优先在上部近焊缝区形成, 并通过竞争淘汰转变为稳定生长的细长柱状树枝晶, 与此同时, 中部近缝区发生胞状晶、胞状树枝晶向柱状树枝晶的转变; 迁移晶界出现在热影响区, 焊缝中靠近熔合线的位置存在外延生长和非外延生长两种生长模式; 焊缝中部晶粒呈现为典型的非连续生长特征, 晶粒宽度由小变大, 但立即被新晶粒代替; 焊缝上部晶粒的生长方向一致, 呈现聚集特征, 连续生长的 γ 柱状晶最终形成贯穿的巨大晶粒。

关键词 激光技术; 激光焊接; GH909 合金; 微观组织; 晶体取向

中图分类号 TG456.7

文献标志码 A

doi: 10.3788/CJL202249.0802004

1 引言

低膨胀高温合金在高温下具有优异的性能和较小的热膨胀系数, 已被广泛应用于制造航空航天精密结构零部件^[1-3]。依据成分的不同, 此类高温合金主要可以分为 Incoloy 系列 (Incoloy 903、Incoloy 907 和 Incoloy 909) 和 GH 系列 (GH903、GH907 和 GH909), 它们均属于 Fe-Co-Ni 基高温合金。与常规的耐腐蚀高温合金不同, 该类合金均不含 Cr 元素, 因此不存在固态相变导致的体积膨胀效应^[4]; 但其中的 Nb、Ti 和 Al 元素使合金在凝固过程中易形成元素偏析和凝固裂纹^[5-6]。近年来, 人们对 900 系高温合金的焊接性、焊接组织与接头性能之间的相关性进行了大量研究。DuPont 等^[7]发现, 含 Nb 高温合金接头热影响区和焊缝的室温组织会随着 C、Nb 元素含量的变化而变化。刘婷等^[8]研究了 GH909 激光-电弧复合焊接组织的分布特征, 结果发现不同位置处的枝晶形态和元素分布存在显著差异。Baeslack 等^[9]发现 903 合金焊接接头热影响区中存在明显的晶界液化现象。Yan 等^[10-12]研究了激

光焊接 GH909 合金过程中激光功率、焊接速度和热输入对热影响区液化裂纹、凝固裂纹、接头性能的影响。

目前, 关于 GH909 合金激光焊接的研究主要集中在热影响区液化裂纹和接头性能等方面, 而对于接头组织演变和晶体取向方面的研究较少。鉴于此, 本课题组对 2 mm 厚 GH909 合金 (膨胀系数约为 $7.2 \times 10^{-6} \sim 8.1 \times 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$) 进行激光焊接实验, 研究了 GH909 合金激光焊接宏观成形、微观组织及晶体取向等特征。本研究有助于丰富 GH909 低膨胀高温合金焊接冶金的相关理论, 拓展激光焊接技术的应用领域。

2 实验材料与方法

2.1 实验材料

本研究采用 2 mm 厚 GH909 高温合金板材进行激光焊接实验, 其供货状态为轧制固溶态, 初始母材 (BM) 的化学成分和微观组织分别如表 1 和图 1 所示。由图 1(a) 可知, 轧制后孪晶变形产生了许多孪晶界 ($[111]/60^\circ$)。腐蚀表面 $[111]$ 晶界的凸起

收稿日期: 2021-07-06; 修回日期: 2021-08-18; 录用日期: 2021-09-22

基金项目: 湖北省自然科学基金 (2019CFB210)

通信作者: *fyan001@whut.edu.cn

表 1 母材的化学成分

Table 1 Chemical composition of base metal

Element	Mass fraction/%
Fe	Bal.
Ni	18.03
Co	14.17
Nb	4.56
Ti	1.65
Mn	0.57
Si	0.37
Al	0.12

说明此种类型晶界具有较高的抗腐蚀能力^[13]。由图 1(b)可以看出,颗粒相具有明显的棱角和平面特征,其间分布着另一种成分的相。由图 1(c)~(h)所示的元素面分布图可知,颗粒相中聚集着 Nb 和 Ti 元素,两种相分别为 NbC 和 TiC。

2.2 实验方法与设备

焊接过程如图 2 所示,TD 表示横向,ND 表示法向,RD 表示轧向。实验中使用的光纤激光器是 IPG Photonics 公司生产的,型号为 YLR-4000,最

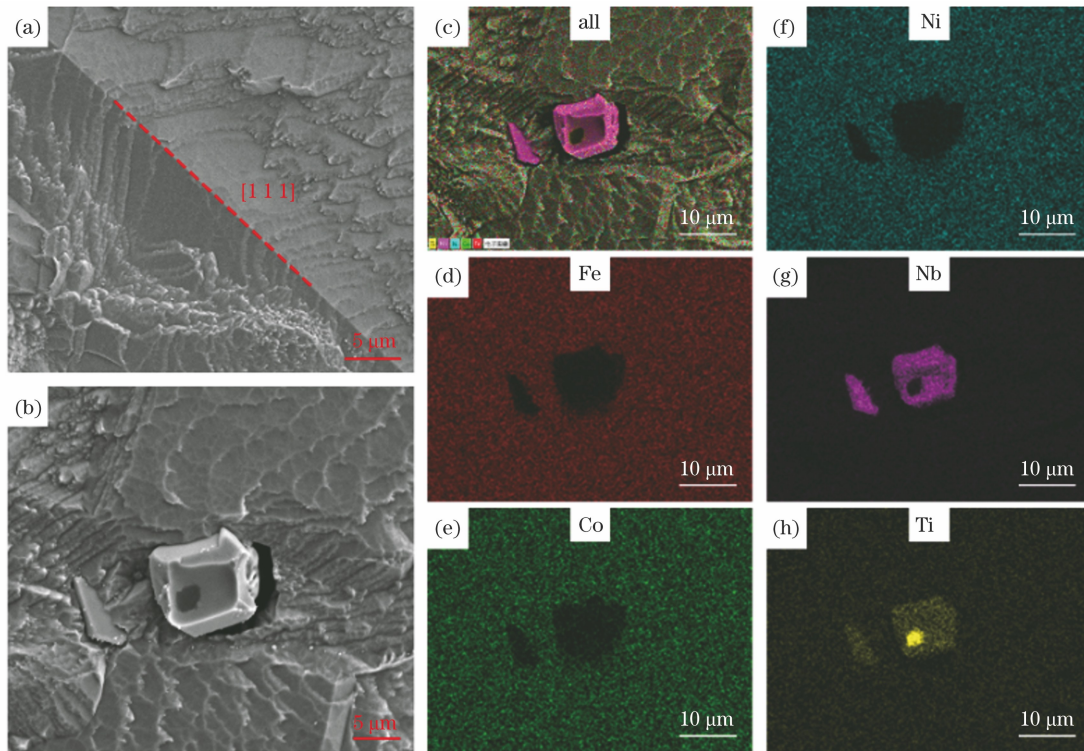


图 1 母材的微观组织特征。(a)孪晶界分布;(b)颗粒相形态;(c)颗粒相附近所有元素的面分布;(d)Fe 元素的面分布;(e)Co 元素的面分布;(f)Ni 元素的面分布;(g)Nb 元素的面分布;(h)Ti 元素的面分布

Fig. 1 Microstructural features of base metal. (a) Distribution of twinning boundary; (b) morphology of particle phase; (c) mapping of all elements in the vicinity of particle phase; (d) Fe element mapping; (e) Co element mapping; (f) Ni element mapping; (g) Nb element mapping; (h) Ti element mapping

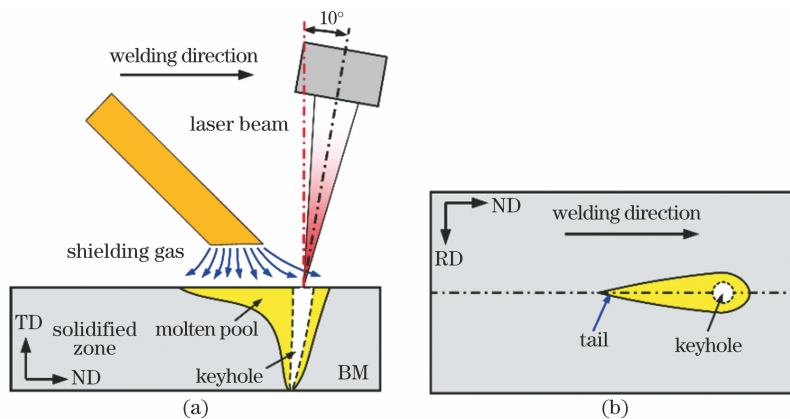


图 2 激光焊接过程示意图。(a)纵切面;(b)水平面

Fig. 2 Schematics of laser welding process. (a) Longitudinal plane; (b) horizontal plane

大输出功率为 4000 W, 输出波长为 $1.07 \mu\text{m}$, 焦平面上的光束直径为 0.5 mm 。采用瑞士 ABB 公司生产的 IRB 4400 型机器人实现焊接过程, 激光头通过机械装置固定在焊接机器人前端。通过示教器对机器人进行控制, 进而确定激光的入射角和运行轨迹。

图 2(a)、(b) 分别为纵切面和水平面上 GH909 试板的激光焊接示意图。在纵切面上, 为避免“高反”现象, 将激光倾斜角设置为 10° 。保护气(氩气)紧随激光, 对焊接熔池进行保护, 防止熔池氧化。具体实验参数如表 2 所示。在水平面上, 熔池的形状一般为椭圆状和水滴状。熔池最宽处的凝固速度最小, 尾部的凝固速度最大, 尾部也经常会出现元素偏析、凝固裂纹和气孔等缺陷。实验前, 将试板焊接端面、表面及附近位置进行激光清洗, 并用酒精进行擦拭。

表 2 焊接参数

Table 2 Welding variables

Parameter	Value
Laser power / kW	2.5
Weld speed / ($\text{m} \cdot \text{min}^{-1}$)	2.5
Defocusing distance / mm	0
Gas flow / ($\text{m}^3 \cdot \text{h}^{-1}$)	1.5

焊接实验完成后, 采用线切割方法在试板上沿焊缝长度方向的中心处制取金相试样。用砂纸分别对试样的横截面和水平面进行粗磨、细磨和机械抛光, 然后采用电解液(HClO_4 和 $\text{C}_2\text{H}_5\text{OH}$ 按体积比为 1:9 配制而成)对试样的两个表面进行电解抛光(消除表面的应力), 之后用王水稀释液(HCl 、 HNO_3 、 H_2O 按体积比为 3:1:4 配制而成)进行腐蚀(显示焊接接头的显微形貌)。采用光学显微镜(OM)对焊缝的横截面和水平面进行观察, 整体分析接头的分区和组织特征; 采用扫描电子显微镜(SEM)的背散射电子(BSE)模式对接头的微观组织

进行观察, 在高倍率下定性分析接头中的成分偏析和组织取向; 采用电子背散射衍射(EBSD)技术分析接头的取向特征, 同时定量分析微区中晶粒的生长和组织特征。

3 实验结果分析与讨论

3.1 横截面成形

接头横截面的宏观成形如图 3 所示, 图 3(a)、(b) 分别为光学显微镜和扫描电镜 BSE 模式下的接头成形。基于腐蚀后组织的亮度差异, 可将接头分为母材(BM)、热影响区(HAZ)和熔合区(FZ)三部分, 蓝色虚线为熔合线(FL), 红色虚线为母材和热影响区的交界线。焊缝上部和下部的宽度最大, 中部的宽度最小, 其形状为典型的沙漏形。在热影响区靠近熔合线的位置, 分布着细小的析出相, 析出相在中部熔深处的分布最宽, 在上部和下部的分布较窄, 说明此种组织与中部位置的热量集中相关。此现象由高温下母材受热液化引起^[14]。

在图 3(b) 所示的 BSE 图片中可以看到母材组织呈细小的等轴晶, 这是典型的轧制固溶态组织特征。热影响区附近的晶粒发生了粗化。在熔合区靠近熔合线的位置, 存在许多细小的晶粒。依据枝晶生长中的竞争淘汰机制^[15], 生长方向与热流方向平行的晶粒会继续生长, 进而形成取向择优的柱状晶。在焊缝顶部存在小区域的等轴晶, 这可能是由于中心位置处熔池顶部下沉的晶核在较大的过冷度下可以自由生长, 进而形成了无明显择优生长的等轴晶。另外, 焊缝中柱状晶和等轴晶的晶粒尺寸均明显大于母材和热影响区中的晶粒尺寸。

焊缝不同熔深位置处的组织形态如图 4 所示, 可见, 单个奥氏体晶粒由许多奥氏体枝晶形成, 呈对称生长模式, 枝晶间分布着 Laves 相。由图 4(a)、(b) 可以看出, 焊缝顶部奥氏体晶粒的生长方向偏

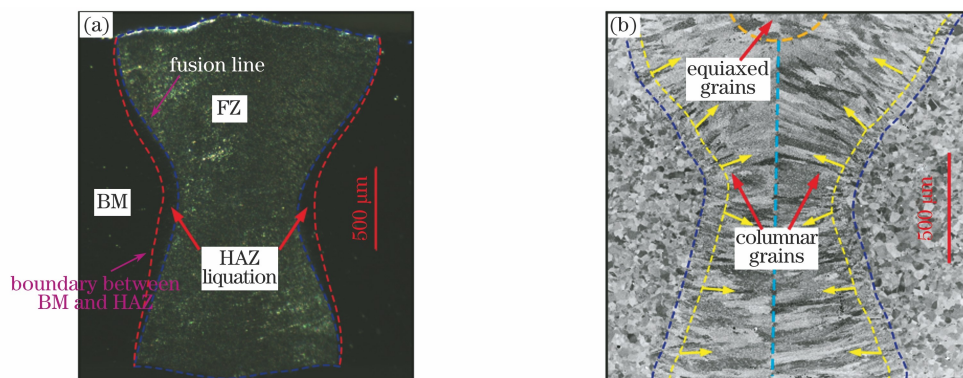


图 3 接头横截面的宏观成形。(a) 光学显微镜模式; (b) 背散射电子模式

Fig. 3 Transversal weld formation on a macro scale. (a) Optical microscope mode; (b) back scattered electron mode

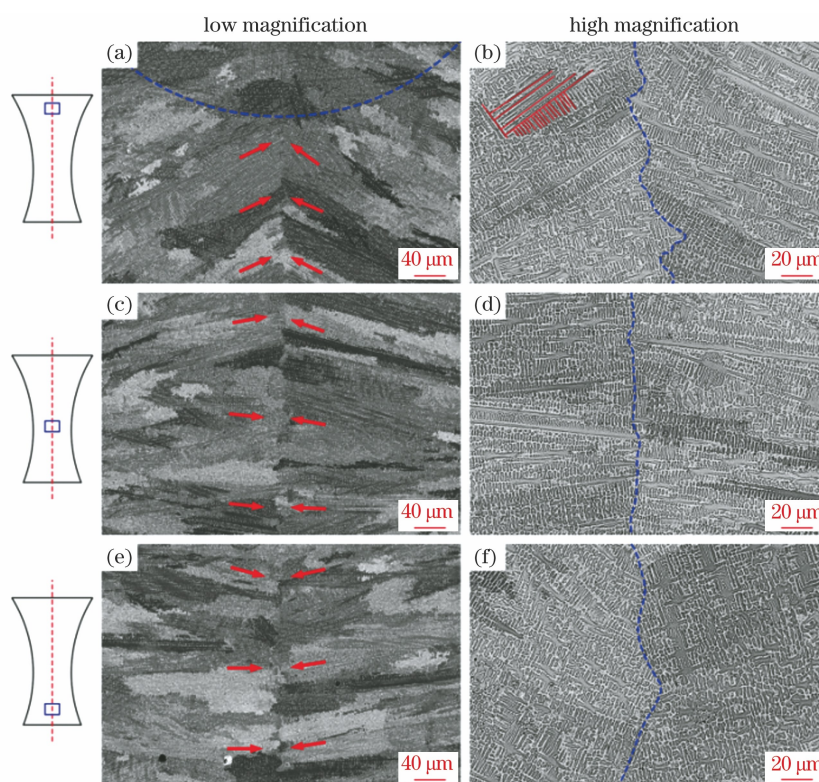


图 4 焊缝横截面的组织形态。(a)(b)顶部;(c)(d)中部;(e)(f)底部

Fig. 4 Microstructural morphologies of weld in transversal section. (a)(b) Top site; (c)(d) middle site; (e)(f) bottom site

向上方,角度几乎一致,在交汇处形成了曲折的分界线,如图中虚线所示。由图 4(c)、(d)可以看出,焊缝中部奥氏体晶粒的生长方向几乎水平,在交汇处形成了较为平直的分界线。由图 4(e)、(f)可以看出,焊缝底部奥氏体晶粒的生长方向偏向下方,角度

也几乎一致,在交汇处形成了较为平直的分界线。对比不同位置处焊缝的组织形态可知,由于熔合线的形状相似,焊缝顶部和底部的组织呈水平对称。

3.2 外延生长组织

熔合线顶部和中部的组织演变如图 5 所示。顶

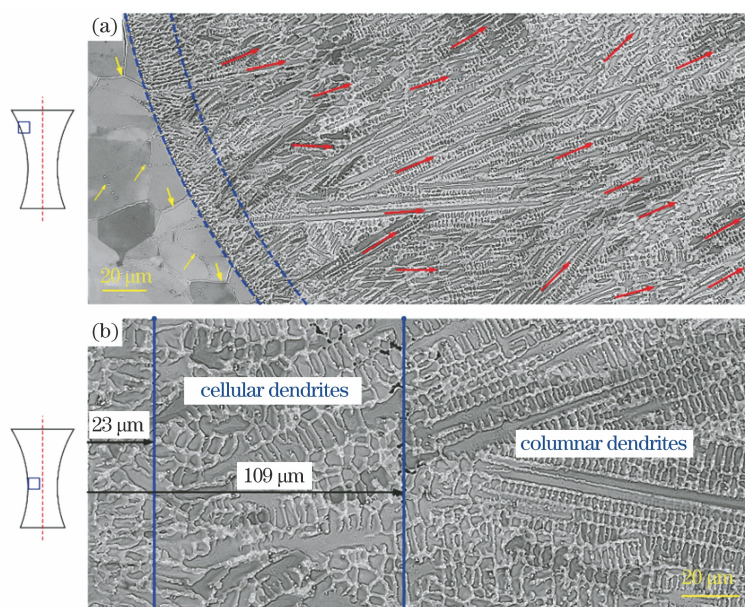


图 5 熔合线附近的组织演变。(a)顶部;(b)中部

Fig. 5 Microstructural evolution near fusion line. (a) Top site; (b) middle site

部熔合线左侧的热影响区存在两种液化类型,分别为晶界液化(如粗箭头所示)和晶内颗粒相液化(如细箭头所示)。晶界液化的形成是由于焊缝中的溶质通过晶界流向热影响区,而晶内颗粒相液化则是由于 NbC、TiC 颗粒边缘与基体发生元素扩散,形成了低熔点共晶相。在熔合线右侧的焊缝区存在平面生长的针状晶(只有主轴,无明显的分枝),针状晶可以通过竞争淘汰机制最终形成稳定生长的细长柱状树枝晶。

由图 5(b)可以看出,从中部熔合线到稳定的柱

状树枝晶之间存在胞状晶和胞状树枝晶。这说明此处组织的生长较顶部更加稳定,主要是由于顶部存在一定的马兰戈尼对流,固/液前沿难以保持稳定的凝固过程。对比图 5(a)、(b)可以发现,熔合线中部柱状树枝晶的侧枝比顶部的侧枝更发达,树枝状生长特征更加明显。

图 6(a)、(b)分别为焊缝柱状区和中心区 Laves 相的分布特征。在 γ 基体中,Laves 相呈不规则的形态,两者之间存在一个过渡区,此区域是富含 Nb 的 γ 相(Nb 含量不足以形成 Laves 相,进而固溶到 γ 基体中)。

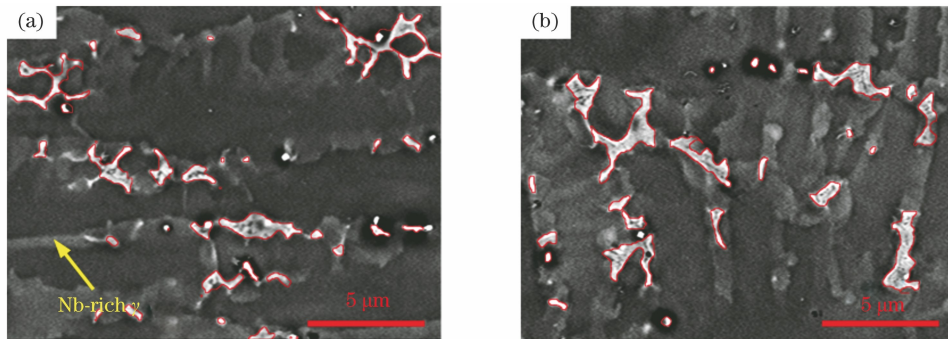


图 6 焊缝中 Laves 相的分布。(a)柱状区;(b)中心区

Fig. 6 Distribution of Laves phase in weld. (a) Columnar zone; (b) central zone

3.3 晶体分布特征

熔合线附近晶粒的生长和形态如图 7 所示。由图 7(a)所示的带衬度(BC)图可以看出:热影响区中的晶粒出现了粗化,同时,晶界也发生了扩张和液化,形成迁移晶界,与图 5(a)所示结果一致;在焊缝一侧,晶界增多,形成了许多新晶粒。

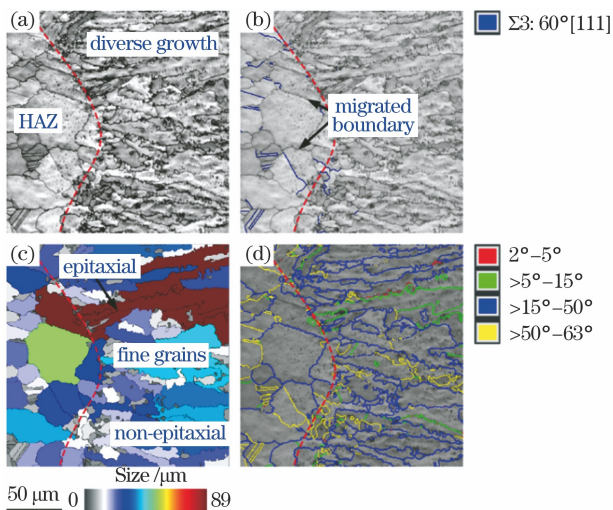


图 7 熔合线处晶粒的外延生长。(a)BC 图;(b) $\Sigma 3$ 晶界;
(c)晶粒图;(d)晶界图

Fig. 7 Epitaxial growth of grains near fusion line.
(a) Band contrast map; (b) $\Sigma 3$ grain boundary;
(c) grain map; (d) grain boundary map

图 7(b)给出了 $\Sigma 3$ 晶界分布,聚集在热影响区中的平直晶界未发生迁移,说明此类晶界在高温下的界面能较低,难以熔化,与图 1(a)所示结果一致。以 10° 取向差为晶界,可以得到图 7(c)所示的晶粒分布图。可以发现,热影响区中的晶界尺寸较大,焊缝中靠近熔合线位置处存在外延生长和非外延生长两种生长模式。在外延生长模式下,晶粒连续生长,形成较长的柱状晶;在非外延生长模式下,晶粒细小,无明显的连续生长趋势。对晶界的取向差进行分析,结果如图 7(d)所示。可见:熔合线附近热影响区中晶界的取向差均值为 43.45° ,焊缝中晶界的取向差均值为 38.16° ,均为大角度晶界($>15^\circ \sim 50^\circ$);在非外延生长模式下,焊缝中形成了更多取向差介于 $>50^\circ \sim 63^\circ$ 的晶界。

图 8 给出了焊缝中两种不同 γ 晶粒的生长模式,此处的 γ 晶粒是由许多图 5 所示的 γ 树枝晶聚集而成的。在焊缝中部,晶粒呈现为典型的非连续生长,如图 8(a)所示;同时,晶粒在生长过程中,宽度由小变大,但会立即被新的晶粒代替,最大晶粒尺寸为 $96 \mu\text{m}$,如图 8(b)所示,说明自由形核不断进行,进而形成粗大晶粒;在此过程中,形成了大量呈网状分布的大角度晶界和少量取向差介于 $>50^\circ \sim 63^\circ$ 的晶界,平均取向差为 32.30° 。在焊缝上部,晶

粒生长方向一致,呈现聚集性特征,如图 8(d)所示;在图 8(e)中,连续生长的 γ 柱状晶形成了贯穿的巨大晶粒,最大尺寸为 $151 \mu\text{m}$;晶界图中存在大量线

状分布的大角度晶界和少量取向差介于 $>5^\circ \sim 15^\circ$ 的晶界,平均取向差为 31.75° 。结合图 7 可知,从热影响区到焊缝中心,晶界的取向差逐渐减小。

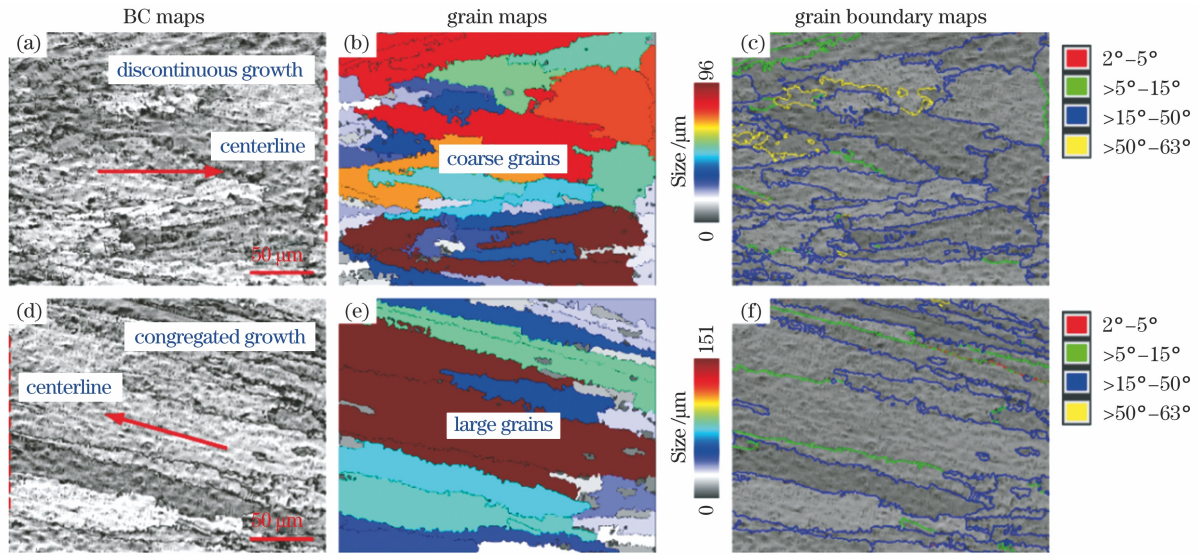


图 8 焊缝中柱状晶的生长。(a)~(c)焊缝中部;(d)~(f)焊缝上部

Fig. 8 Growth of columnar grains in weld. (a)~(c) In the middle of weld;(d)~(f) in the top of weld

图 9 给出了接头各处的晶粒取向特征,包括沿 TD 方向的反极图(IPF)取向分布图和 $\{100\}$ 极图。由于 γ 相为面心立方结构,因此 $[100]$ 方向为生长方向。IPF 取向分布图和极图能从晶粒和宏观规律的角度描述生长方向的变化。热影响区中晶粒的取向比较分散,无明显的集中现象;在靠近熔合线的焊缝中, γ 晶粒的 $[100]$ 方向趋于沿 TD 方向排列,但极密度较热影响区并未显著增大,说明此处晶体的生长比较无序。焊缝中部和

上部的柱状晶在 $[100]$ 方向的取向更加集中,且后者的取向集中程度更高,同时与 TD 方向具有一定的偏角,这与图 5(a)所示结果一致。此种现象出现的原因主要是焊缝中部的熔合线凸向焊缝,热量不易向母材传递,减小了温度梯度,进而引起较大的过冷度,促使晶粒自由生长;而焊缝上部的熔合线较为平直,热量更易传递,温度梯度较大,晶体生长过程中的过冷度较小,晶粒表现为显著的外延生长。

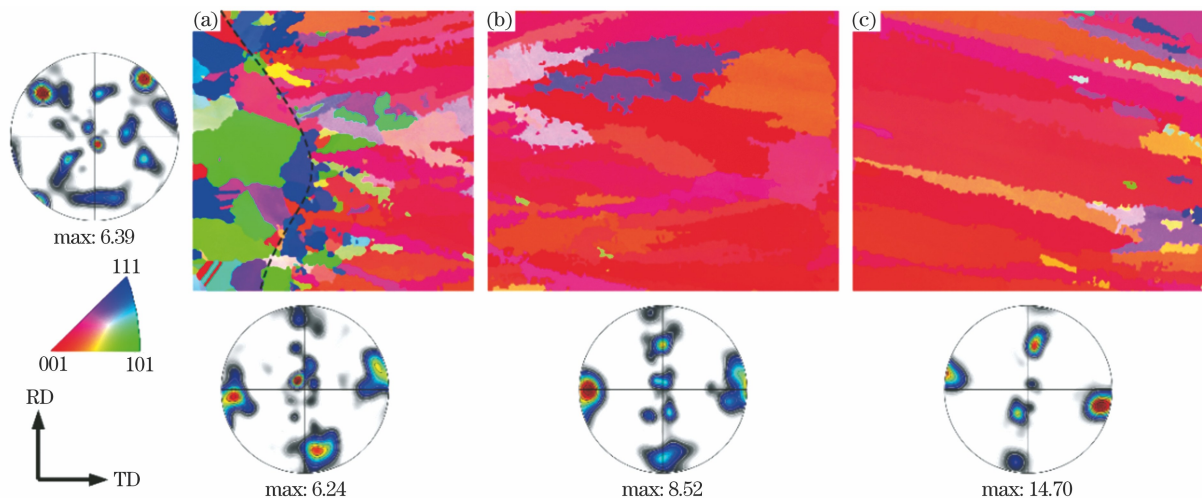


图 9 晶粒取向。(a)熔合线附近;(b)焊缝中部柱状晶;(c)焊缝上部柱状晶

Fig. 9 Crystal orientation. (a) Near fusion line; (b) columnar grains in the middle of weld; (c) columnar grains in the top of weld

4 结 论

采用光纤激光焊接方法对 2 mm 厚 GH909 合金开展工艺实验,研究了焊缝成形、焊缝组织演变及晶体分布,得到了以下结论:

1) 焊缝横截面呈典型的沙漏形,焊缝中部和下部均为典型的柱状晶,焊缝顶部存在少量等轴晶区。与母材和热影响区相比,焊缝区的晶粒明显粗化。

2) 上部熔合线近焊缝区存在平面生长的针状晶,这些针状晶通过竞争淘汰后最终可以形成稳定生长的细长柱状树枝晶。中部熔合线近焊缝区发生了胞状晶、胞状树枝晶向柱状树枝晶的转变。

3) 热影响区存在迁移晶界,焊缝中靠近熔合线的位置存在外延生长和非外延生长两种生长模式。焊缝中部晶粒表现为典型的非连续生长,晶粒的宽度由小变大,但立即被新晶粒代替。焊缝上部晶粒的生长方向一致,呈现聚集性特征,连续生长的 γ 柱状晶形成了贯穿的巨大晶粒。

参 考 文 献

- [1] Henderson M B, Arrell D, Larsson R, et al. Nickel based superalloy welding practices for industrial gas turbine applications [J]. *Science and Technology of Welding and Joining*, 2004, 9(1): 13-21.
- [2] Sun W J, Wang S L, Tan G H, et al. Effect of material states on microstructure and properties of GH4169 superalloy laser-welded joint [J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2020, 47(10): 1002006.
孙文君, 王善林, 谭观华, 等. 材料状态对 GH4169 高温合金激光焊接头组织与性能的影响 [J]. *中国激光*, 2020, 47(10): 1002006.
- [3] Zheng Y L, He Y L, Chen X H, et al. Elevated-temperature tensile properties and fracture behavior of GH3536 alloy formed via selective laser melting [J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2020, 47(8): 0802008.
郑寅岚, 何艳丽, 陈晓晖, 等. 选区激光熔化成形 GH3536 合金的高温拉伸性能及断裂行为分析 [J]. *中国激光*, 2020, 47(8): 0802008.
- [4] Ernst S C. Weldability of high-strength, low-expansion superalloys [J]. *Welding Journal*, 1989, 61(10): 418-430.
- [5] Kelly T J. Investigation of elemental effects on the weldability of cast nickel-based superalloys [J]. *Advances in Welding Science and Technology*, 1986: 623-628.
- [6] Gu D D, Zhang H M, Chen H Y, et al. Laser additive manufacturing of high-performance metallic aerospace components [J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2020, 47(5): 0500002.
顾冬冬, 张红梅, 陈洪宇, 等. 航空航天高性能金属材料构件激光增材制造 [J]. *中国激光*, 2020, 47(5): 0500002.
- [7] DuPont J N, Robino C V, Marder A R. Solidification and weldability superalloys [J]. *Welding Journal*, 1998, 77(10): 417-431.
- [8] Liu T, Yan F, Liu S, et al. Study of narrow gap laser-metal insert gas hybrid welding GH909 alloy [J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2015, 42(9): 0903008.
刘婷, 闫飞, 柳桑, 等. GH909 的窄间隙激光-熔化极气体保护焊复合焊接工艺研究 [J]. *中国激光*, 2015, 42(9): 0903008.
- [9] Baeslack III W. A study of heat-affected zone and weld metal liquation cracking in alloy 903 [J]. *Welding Journal*, 1988, 67(4): 77-87.
- [10] Yan F, Wang C M, Wang Y J, et al. A study of the mechanism of laser welding defects in low thermal expansion superalloy GH909 [J]. *Materials Characterization*, 2013, 78: 21-30.
- [11] Yan F, Liu S, Hu C J, et al. Liquation cracking behavior and control in the heat affected zone of GH909 alloy during Nd: YAG laser welding [J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2017, 244: 44-50.
- [12] Yan F, Hu C J, Zhang X, et al. Influence of heat input on HAZ liquation cracking in laser welded GH909 alloy [J]. *Optics & Laser Technology*, 2017, 92: 44-51.
- [13] Michiuchi M, Kokawa H, Wang Z J, et al. Twin-induced grain boundary engineering for 316 austenitic stainless steel [J]. *Acta Materialia*, 2006, 54(19): 5179-5184.
- [14] Zhu Z W, Ma X Q, Wang C M, et al. Grain refinement and orientation alternation of 10 mm 316L welds prepared by magnetic field assisted narrow gap laser-MIG hybrid welding [J]. *Materials Characterization*, 2020, 164: 110311.
- [15] Kurz W, Fisher D J. Fundamentals of solidification [M]. Schwyz: Trans Tech Publications Inc., 1992.

Microstructural Characteristics of Laser Welded Joints of GH909 Alloy

Zhang Liang¹, Yan Fei^{2*}

¹ School of Mechanical and Electrical Engineering, Suzhou Vocational University, Suzhou, Jiangsu 215104, China;

² School of Automobile Engineering, Wuhan University of Technology, Wuhan, Hubei 430070, China

Abstract

Objective Owing to the excellent performance and the low coefficient of thermal expansion at high temperatures, Fe-Co-Ni-based superalloys have been widely used in the precision structural components of aerospace. As these alloys lack a Cr element, there is no volume expansion effect caused due to solid-phase transformation. Meanwhile, the presence of Nb, Ti, and Al makes these alloys prone to element segregation and cracking during solidification. Certain products will be discontinued, and flight safety may be seriously affected. Based on this, laser welding was performed on GH909 alloy to investigate the microstructure evolution and the orientation characteristics of the joints. Many studies have been published on the relationship between the weldability, the microstructure, and the joint properties of 900 series superalloys. However, there have been few studies on the joint evolution of microstructures and crystal orientation properties. As a result, we investigated the macroscopic forming, microstructure, and crystal orientation properties of laser-welded joints made of the GH909 alloy to rich related theory of GH909 superalloy welding metallurgy and expand application field of laser welding.

Methods This study conducted experimental investigations on 2 mm thickness GH909 alloy plates. The welded article was transversely sectioned with a line cut machine into three samples for microstructural examination. Samples were fabricated via a series of rough grinding, fine grinding, and mechanical polishing. The electrolyte and aqua regia diluent were used to remove the stress on the surface and display the partition and the microstructural characteristics of the joints using the scanning electron microscopy in backscattered electron mode and electron backscattered diffraction technique.

Results and Discussions The weld of GH909 alloy presented a typical “hourglass shape” and the weld-zone grain size was larger than that of the base metal and heat-affected zone (Fig. 3). Typical columnar grains precipitated in the middle and the lower parts of the weld, while a small number of equiaxed grains formed on the top of the weld (Fig. 4). Due to the similar shape of the fusion line, the growth of grains at the top and the bottom of the weld demonstrated horizontal symmetry. Planar acicular grains formed preferentially in the upper near-weld zone and were transformed into elongated columnar dendrites with stable growth via competition selection. Moreover, a change occurred in the middle near-weld zone involving cells, cellular dendritic, and columnar dendritic. Migrated grain boundaries were observed in the heat-affected zone, and two growth modes, including epitaxial and nonepitaxial growths, were observed near the fusion line of the weld (Fig. 5). The grains in the middle weld exhibited typical discontinuous growth patterns. The grain changed from coarse to fine, and it was quickly replaced by new grains. The grain boundary expansion and liquefaction occurred while the grains coarsened in the heat-affected zone, resulting in forming the migrated grain boundary (Fig. 7). Two growth modes, including epitaxial and nonepitaxial growths, existed in the position near the fusion line of the weld. The analysis of grain boundary orientation difference showed that the heat-affected zone (average value: 43.45°) and weld (average value: 38.16°) near the fusion line were primarily composed of large-angle grain boundaries (> 15°–50°), with more grain boundaries of orientation difference between >50° and 63° formed in the nonepitaxial growth mode of the weld. The grain growth direction was consistent in the upper weld, indicating an agminated feature. γ columnar grains continuously grew and eventually formed a large perforated grain (Fig. 8). The grain boundary orientation decreased gradually from the heat-affected zone to the center of the weld.

Conclusions The joint's weld cross-section had a typical “hourglass shape”. Typical columnar crystals appeared in the middle and lower welds, with a few equiaxed crystal zones at the top of weld. The grain in the weld zone coarsened noticeably when compared to that in the base metal and heat-affected zone. Near the weld zone of the upper fusion line, needle-like crystals in a plane form existed, which formed elongated columnar dendritic crystals through competition and elimination mechanism. Near the weld zone of the middle fusion line, the transition from cellular crystals and cellular-like dendrites to columnar dendrites happened. There were migrating grain boundaries

in the heat-affected zone. Moreover, two modes, including epitaxial and nonepitaxial growths, emerged near the fusion line of the weld seam. The grains in the middle of weld grew in a typical discontinuous pattern, with the grain increasing from fine to coarse. However, these grains were quickly replaced by new grains. The grain growth direction was consistent at the top of the weld, indicating aggregative characteristics. The continuous growth of the columnar crystals resulted in a large perforated grain.

Key words laser technique; laser welding; GH909 alloy; microstructure; crystal orientation