

2219 铝合金激光镜像焊接接头组织差异性与力学性能研究

郭骥之, 王建峰, 郝璐静, 尹宣, 占小红*

南京航空航天大学材料科学与技术学院, 江苏 南京 211106

摘要 针对航空航天领域广泛应用的中厚板 2219 铝合金, 设计了激光镜像焊接实验以分析焊接接头组织分布, 对比研究了焊接热输入对焊缝形貌、微观组织、断口形貌及元素分布的影响。结果表明: 随着焊接热输入的增加, 联合焊缝面积增大、“等腰”比例增加, 上熔合线区域柱状晶区宽度由 127 μm 减少至 87 μm , 且下熔合线区域柱状晶区宽度小于上熔合线区域柱状晶区。不同焊接热输入下的焊缝中心区域均为等轴树枝晶组织, 且随着焊接热输入的增加, 焊缝中心区域等轴树枝晶的数量增加, 证明热输入提高对细化晶粒具有积极作用。此外, 当焊接热输入增大时, 焊接接头力学性能得到提升, 焊缝区显微硬度最高可达 74.9 HV, 拉伸强度由 188.39 MPa 提高至 259.47 MPa, 接头拉伸断裂部位出现在焊缝区, 断裂方式随着热输入的增加由混合断裂转变为韧性断裂, 同时韧窝数量增加, 尺寸增大且更加均匀。

关键词 激光技术; 激光镜像焊接; 2219 铝合金; 热输入; 显微组织; 力学性能

中图分类号 TG456.7; TG146.2+1

文献标志码 A

DOI: 10.3788/CJL230537

1 引言

铝合金是以铝元素为基体元素, 同时添加其他合金化元素的优良轻质结构合金, 因其密度低、比强度高、耐蚀性好, 在汽车、轨道交通、航空航天及船舶等行业中具有广泛的应用前景^[1-4]。本文所研究的 2219 铝合金属于可热处理强化的高强度铝合金, 凭借其优良的加工性, 现已成为航空航天领域重要的优选结构材料之一, 被称作航空铝^[5]。激光焊接作为目前 2219 铝合金最常用的连接方法, 其特点是焊接效率高、焊接热影响区小、功率密度高^[6], 但是用单束激光焊接中厚板对接结构时, 常常会出现熔深过小与未焊透的情况, 当加大激光功率解决未焊透问题时又会出现热输入过大导致的焊接变形量大、焊接接头残余应力大的问题^[7]。激光镜像焊接利用对称的双激光热源同步作用于平板结构进行焊接, 形成联合熔池及联合匙孔, 可以较好地解决单束激光焊接带来的焊接变形和焊后残余应力较大的问题^[8]。

目前, 针对平板结构激光镜像焊接的研究尚处于起步阶段。田书豪^[8]对比了 6 mm 厚 2219 铝合金单束激光与激光镜像焊接接头的宏观形貌与焊后变形, 发现相同热输入下激光镜像焊接焊后变形小且熔深大, 激光镜像焊接接头两端与母材的交界处存在大量

柱状晶, 从熔池腰部热影响区向焊缝中心依次发生从等轴晶向柱状晶再向等轴树枝晶的转变。Qi 等^[9]对 2219 铝合金中厚板进行激光镜像焊接, 发现焊接接头具有较好的均匀性和对称性, 从熔合线到焊缝中心, 显微组织由细小的等轴枝晶逐渐变大到等轴树枝晶。虽然国内外针对激光镜像焊接技术的研究起步较晚, 尚未取得大量研究成果, 但针对双激光束双侧同步焊接已经开展了大量研究。Chen 等^[10]对比了不同焊接热输入下 2060/2099 铝锂合金双激光束焊接 T 形接头的气孔形态与元素分布, 发现较大的焊接热输入促进了晶界处的形核与粗大晶粒的形成, 挥发性元素的蒸发现象更为明显, 从而增加了气化成核的可能性。刘金钊等^[11]对不同激光功率下的 TC4 钛合金接头进行了微观组织观察与力学性能测试, 发现在使用高激光功率焊接时, 下熔合线下部的热影响区将出现大面积的粗晶区, 当激光功率降低时, 粗晶区和细晶区并不明显。此外, 激光功率与接头焊缝区的强度呈负相关。进一步地, Yan 等^[12]进行了深入的晶体学分析, 发现与热影响区相比, 焊缝处的核平均取向差曲线更陡, 峰值取向差角更大, 这表明焊缝具有更低的几何位错密度和更小的残余应变。此外, 焊缝区具有较强的晶体优先取向, 极性密度显著高于基体材料。Chen 等^[13]对蒙皮-桁条结构 2219 铝合金进行了双光束双侧同步焊接

收稿日期: 2023-02-07; 修回日期: 2023-03-07; 录用日期: 2023-03-30; 网络首发日期: 2023-04-09

基金项目: 中央高校基本科研业务费专项资金(NF2022003, NS2022062, NS2021045)

通信作者: *xiaohongzhan_nuaa@126.com

实验与应力场仿真研究,发现缺陷多发生在柱状晶区与等轴晶区之间的不均匀过渡区。Tao等^[14]探究了高强度钢双激光束焊接接头焊缝区组织的演变过程,发现马氏体是焊缝区的主要相,最终凝固位置的奥氏体是合金元素分布不均匀和冷却速度缓慢导致的非平衡凝固引起的。Zhao等^[15]研究发现,2219铝合金T形接头在-182℃下的低温轴向拉伸断裂机制为晶间韧性断裂,低温轴向拉伸性能的降低是由杂质相、孔隙、共晶等多种因素造成的。

在激光镜像焊接过程中,存在双激光热源的复杂相互作用,且双热源作用下产生的联合熔池在冷却过程中的降温速度不同,导致组织分布不均匀。目前国内外对不同焊接参数下激光镜像焊接接头显微组织差

异性的形成原因及其对力学性能的影响机理的研究尚显不足。为此,本文针对6mm厚2219铝合金开展了激光镜像焊接实验,对比分析了焊接接头不同位置的组织差异性与不同焊接热输入下相同位置的组织差异性及其演化机理,并揭示了组织差异性对力学性能的影响规律,为提高中厚板铝合金激光镜像焊接质量提供了参考。

2 实验材料与设备

本文采用了航天领域广泛应用的2219铝合金材料,材料尺寸为50mm×100mm×6mm,其热处理状态为T87。该种材料为Al-Cu系热处理强化铝合金,其化学成分如表1所示^[16]。

表1 2219铝合金的化学成分

Table 1 Chemical compositions of 2219 aluminum alloy

Element	Cu	Mn	Ti	Zr	V	Zn	Fe	Si	Al
Mass fraction / %	5.60-6.80	0.20-0.40	≤0.10	≤0.25	≤0.15	0.10	0.30	0.20	Bal.

本文所采用的激光镜像焊接实验设备如图1(a)所示。其中,设备包含了两个镜像对称激光焊接接头、两台高精度六轴机器人、龙门架、激光器及分光器。本实验采用的激光发生器为万瓦级碟片式激光器,其额定最高输出激光功率可达12000W,输出波长为1030nm,最多可搭配4条激光光缆,并可2路分功率同时输出,功率波动性小于1%,其光束质量标注

为12mm·mrad,最小光纤直径为300μm,具体技术参数如表2所示。激光器采用连续式出光模式,通过分光器实现激光一分为二,并通过龙门架以及机器人实现对接结构的镜像焊接,焊接示意图如图1(b)所示。焊接过程采用体积分数为99.99%的氩气进行保护,流量为15L/min,保护熔池免受氧化,保证焊接质量。

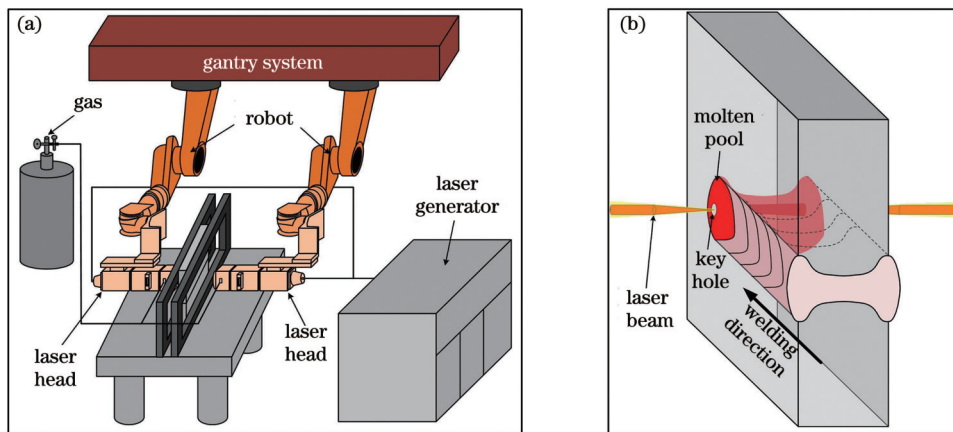


图1 激光镜像焊接实验示意图。(a)实验设备示意图;(b)激光镜像焊接示意图

Fig. 1 Schematics of laser mirror welding experiment. (a) Schematic of experimental equipment; (b) schematic of laser mirror welding

表2 激光器的主要技术参数

Table 2 Main technical parameters of laser

Parameter	Adjustment range of laser power / W	Beam quality / (mm·mrad)	Laser wavelength / nm	Fiber diameter / μm
Value	240-12000	12	1030	300

在进行焊接实验之前,需要对焊件进行表面处理,目的是清除表面油污和氧化皮,保证焊接时装配的精度以及降低焊后的缺陷率。本文采用碱洗-酸洗^[17]的方法进行焊前处理。焊接实验结束后将接头区域线切割成金相试样,经砂纸打磨、金刚石抛光、清洗后,使用

Keller试剂(体积分数为4%的HF+体积分数为6%的HNO₃+体积分数为90%的H₂O)进行腐蚀,在光学显微镜下观察焊接接头显微组织。本实验的工艺参数变量主要为激光功率(P)和焊接速度(V),其组合工艺参数如表3所示。其中,激光功率及焊接速度的数值

表 3 激光镜像焊接工艺参数

Table 3 Laser mirror welding process parameters

Parameter group No.	Laser power / W	Welding speed / (m/min)	Welding heat input / (J/cm)
C1	3000	2.3	782.67
C2	3000	2.1	857.14
C3	3500	2.3	913.12

范围分别为 3000~3500 W 和 2.1~2.3 m·min⁻¹。

激光焊接接头的维氏硬度测试采用显微硬度计进行,测试过程中加载载荷为 50 g,加载时间为 15 s。显微硬度测试垂直于焊缝熔深方向进行,由母材经过热影响区、熔合区、焊缝中心直至另一侧母材,每两个测试点间隔 0.5 mm。本文采用的试样厚度为 6 mm,选取最大拉力为 10 kN 的电子万能拉伸机进行作业。最后利用扫描电子显微镜(SEM)及附件能谱仪对焊接接头组织形貌及微区化学成分进行分析。

3 分析与讨论

3.1 焊缝宏观形貌分析

对图 2(a)所示的不同热输入下的激光镜像焊缝表面熔宽、腰部熔宽、焊缝横截面积等进行测量,其

结果如图 3 所示。当激光功率为 3000 W、焊接速度为 2.3 m·min⁻¹时,由于热输入仅有 782.67 J·cm⁻¹,匙孔深度较小,在焊接过程中无法耦合,因此焊缝联合较少,横截面面积仅有 15.7 mm²。此时焊缝中不存在等腰部分,熔宽从表面到中心逐渐减小,右表面熔宽 (W_{Right}) 为 4.02 mm,左表面熔宽 (W_{Left}) 为 3.8 mm,右面束腰宽度 ($W_{Right\ waist}$) 为 1.93 mm,左面束腰宽度 ($W_{Left\ waist}$) 为 1.78 mm,两侧焊缝的宽度近似相等且变化规律相似。在此激光功率的基础上,降低焊接速度至 2.1 m·min⁻¹,将焊接热输入提高到 857.14 J·cm⁻¹,如图 2(b)所示。此时焊缝横截面面积达到 18.0 mm²,说明在焊接过程中形成了较大面积的联合熔池。将激光功率和焊接速度分别改为 3500 W 和 2.3 m·min⁻¹,此时焊接热输入增大至 913.12 J·cm⁻¹,焊缝横截面面积达到 18.8 mm²,获得了本实验中三组焊接参数下的最佳焊缝联合效果。对比不同焊接热输入下的焊缝左侧与右侧宽度,发现随着焊接热输入的提高,焊缝左侧宽度增加。当激光功率为 3000 W、焊接速度为 2.3 m·min⁻¹时,右面束腰宽度和左面束腰宽度相近。对比不同焊接热输入下的焊缝左侧与右侧束腰宽度,发现当激光功率为 3000 W、焊接速度为 2.1 m·min⁻¹时,左侧束腰宽度为 2.25 mm,右侧束腰宽度为 1.93 mm,

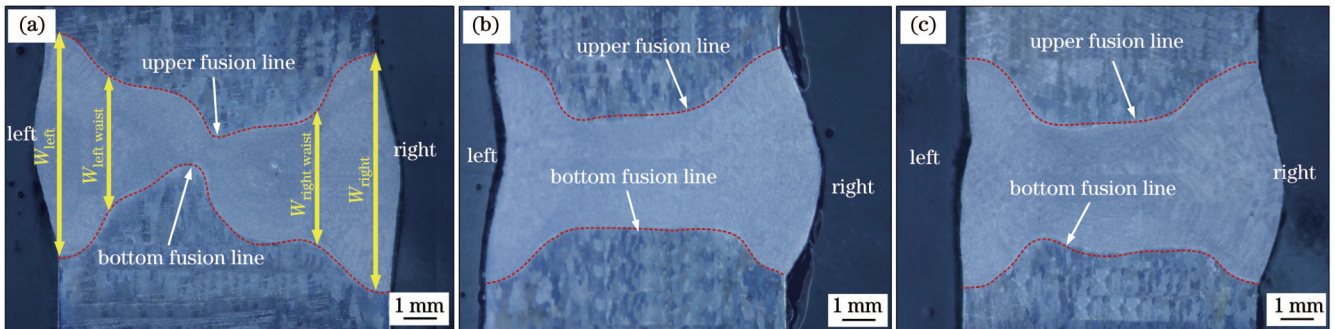


图 2 不同焊接工艺参数下的焊接接头横截面宏观形貌。(a) $P=3000\text{ W}$, $V=2.3\text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$; (b) $P=3000\text{ W}$, $V=2.1\text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$; (c) $P=3500\text{ W}$, $V=2.3\text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$

Fig. 2 Macroscopic morphologies of welded joint cross sections under different welding process parameters. (a) $P=3000\text{ W}$, $V=2.3\text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$; (b) $P=3000\text{ W}$, $V=2.1\text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$; (c) $P=3500\text{ W}$, $V=2.3\text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$

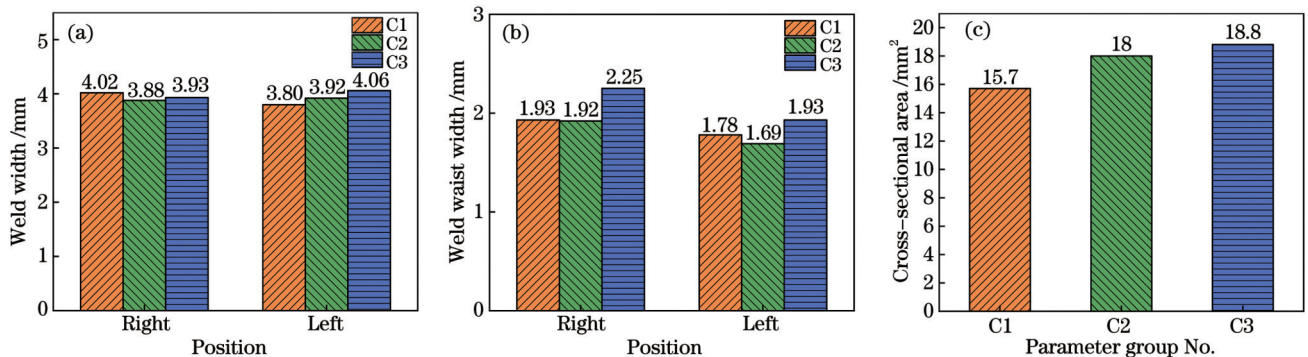


图 3 不同焊接工艺参数下焊接接头横截面的测量结果对比图。(a) 焊缝左侧与右侧的宽度;(b) 焊缝左侧与右侧的腰部宽度;(c) 焊缝横截面积

Fig. 3 Comparison of measured results of welded joint cross sections under different welding process parameters. (a) Widths on left and right sides of weld seam; (b) waist width on left and right sides of weld seam; (c) cross-sectional area of weld seam

均达到本实验中三组焊接参数下焊缝腰部宽度的最大值。对比不同焊接热输入下的焊缝横截面积,发现随着焊接热输入的增加,焊缝横截面积增大。

3.2 显微组织分析

图 4 为热输入为 $913.12 \text{ J} \cdot \text{cm}^{-1}$ 时焊接接头不同区域的显微组织对比图,从热影响区到焊缝中心依次出现等轴细晶区(EQZ)、柱状晶区、等轴晶区等典型的铝合金激光焊接焊缝区域。由图 4(b)~(d)可知,在束腰部分,由于 Marangoni 对流的影响,出现了 EQZ 形核、EQZ 长大、柱状晶生长的情况,且越靠近熔合线, EQZ 的晶粒越小,越靠近焊缝中心, EQZ 晶粒越大。对比图 4(b)和图 4(d)可知,柱状晶沿着温度梯度方向生长,上熔合线到焊缝中心的区域出现了

宽度较大的柱状晶区,而焊缝中心到下熔合线区域未出现明显的柱状晶区,这是因为在激光镜像焊接过程中,重力作用为上熔合线到焊缝中心区域柱状晶的生长提供了有利条件,而焊缝中心粗大的等轴晶抑制了焊缝中心到下熔合线区域柱状晶的生长。如图 4(b)所示,出现了明显的柱状晶与等轴晶的分界线。在焊缝联合部分,如图 4(c)、(e)、(f)所示,出现了大量的等轴树枝晶,这是由于焊缝中心区域易产生成分过冷,故在焊缝中心区域出现大量形核,且晶粒来不及长大便凝固,最终成长为等轴树枝晶。对比图 4(e)和图 4(f)可知,在激光镜像焊接过程中,由于左右两侧激光束热源对称,故焊缝左右两侧的等轴晶晶粒尺寸相近。

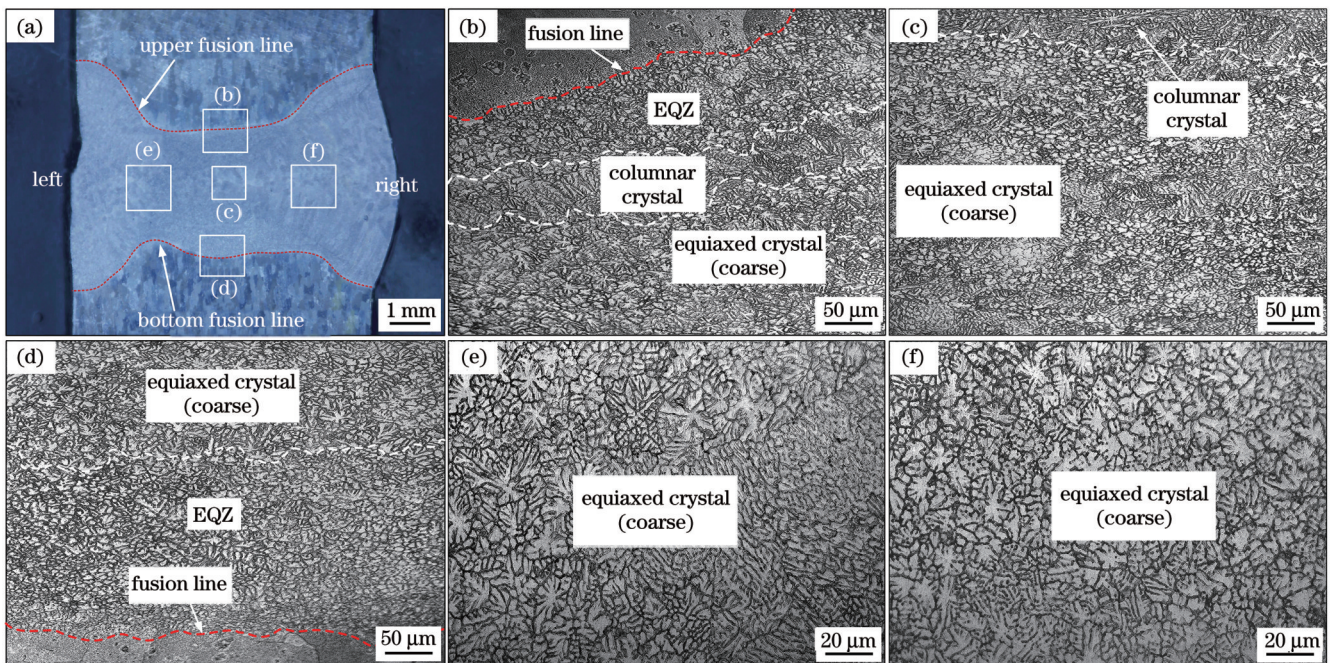


图 4 当 $P=3500 \text{ W}$ 、 $V=2.3 \text{ m} \cdot \text{min}^{-1}$ 时焊接接头不同区域的微观组织。(a)接头横截面;(b)上熔合线附近;(c)中心等轴树枝晶区;(d)下熔合线附近;(e)左侧中心等轴树枝晶区;(f)右侧中心等轴树枝晶区

Fig. 4 Microstructures of different areas of welded joints when $P=3500 \text{ W}$ and $V=2.3 \text{ m} \cdot \text{min}^{-1}$. (a) Cross section of welded joint; (b) near upper fusion line; (c) central equiaxed dendrite area; (d) near lower fusion line; (e) left center equiaxed dendrite area; (f) right center equiaxed dendrite area

图 5 为不同焊接工艺参数下焊缝上熔合线区域、焊缝中心区域及焊缝下熔合线区域的显微组织对比图。图 6 为不同焊接工艺参数下的柱状晶区宽度对比图及焊缝中心区域等轴晶数量对比图,其中 BM 为母材区,WS 为焊缝区,HAZ (upper) 为上部热影响区,HAZ(bottom) 为下部热影响区。对比不同焊接参数下的焊缝宏观形貌可知,各组实验中熔池均已贯通,形成了联合焊缝,且焊缝均有一定的对称性。随着焊接热输入的增加,联合焊缝面积逐渐增加,且出现稳定的等腰部分。对比图 5(a2)、(b2)、(c2)可知,在焊接短时加热降温的过程中,柱状晶向等轴晶转化,并逐渐生长成为等轴细晶,且随着焊接热输入的增加,上熔合线区

域的柱状晶区宽度(L)由 $127 \mu\text{m}$ 减少至 $87 \mu\text{m}$ 。对比图 5(a3)、(b3)、(c3)可知,不同焊接参数下焊缝中心均为尺寸较大的等轴晶组织。这是由于焊缝中部等轴晶受温度影响较小而能够持续长大,同时,由于焊缝中部过冷度较大,由焊缝两侧引入到中部的形核质点由等轴细晶逐渐转变为等轴树枝晶。如图 5(a3)、(b3)、(c3)所示,通过测量 $40 \mu\text{m} \times 40 \mu\text{m}$ 区域内的晶粒数量得到焊缝中心区域的晶粒尺寸,当焊接热输入由 $782.67 \text{ J} \cdot \text{cm}^{-1}$ 增加至 $857.14 \text{ J} \cdot \text{cm}^{-1}$ 时,等轴树枝晶数量(N)增加了 22.2%,而当焊接热输入继续增加至 $913.12 \text{ J} \cdot \text{cm}^{-1}$ 时,等轴树枝晶数量增加了 11.1%,这说明热输入的提高使焊缝中心区域的晶粒得到了细化。

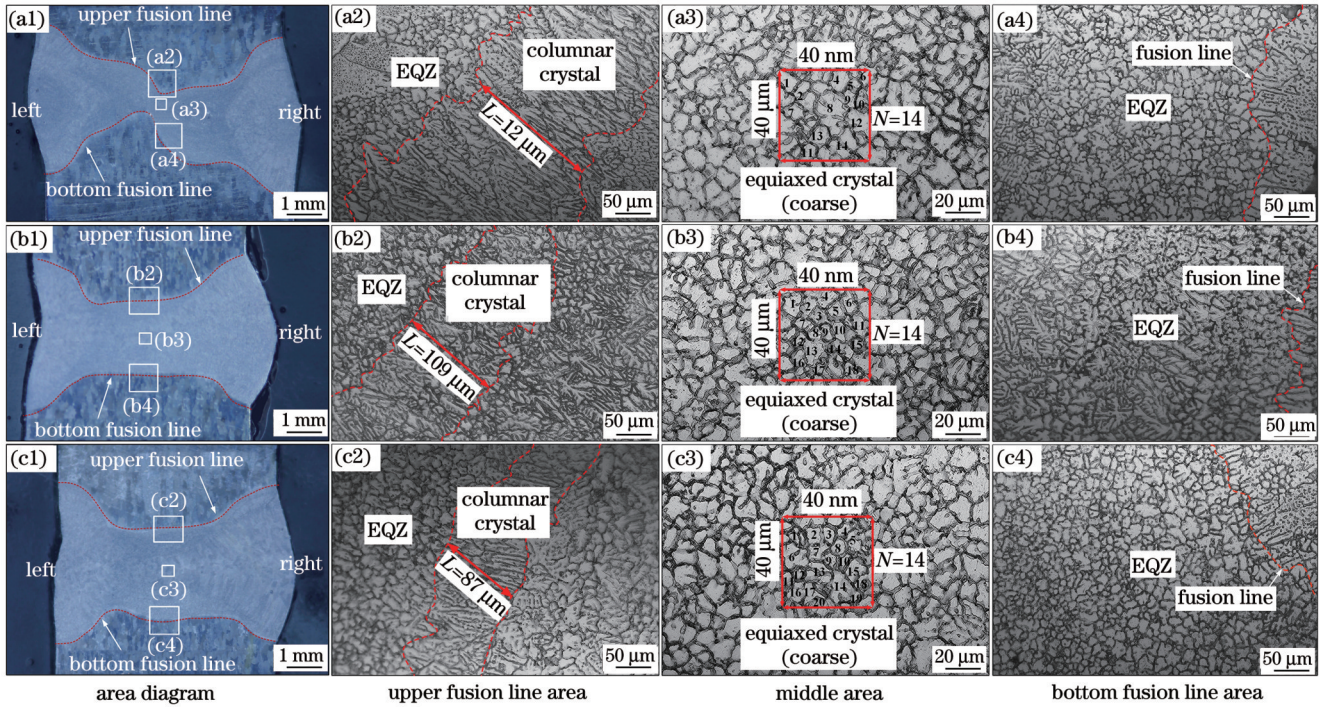


图 5 不同焊接工艺参数下焊缝上熔合线区域、焊缝中心区域及焊缝下熔合线区域的显微组织对比图。(a1)~(a4) $P=3000\text{ W}$, $V=2.3\text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$; (b1)~(b4) $P=3000\text{ W}$, $V=2.1\text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$; (c1)~(c4) $P=3500\text{ W}$, $V=2.3\text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$

Fig. 5 Comparison of microstructures in upper fusion line area, central area, and bottom fusion line area of weld seams under different welding process parameters. (a1)~(a4) $P=3000\text{ W}$, $V=2.3\text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$; (b1)~(b4) $P=3000\text{ W}$, $V=2.1\text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$; (c1)~(c4) $P=3500\text{ W}$, $V=2.3\text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$

对比图 5(a4)、(b4)、(c4)可知,下熔合线区域的柱状晶区宽度远小于上熔合线区域的柱状晶区宽度,这是因为受到重力作用,焊缝中心的等轴树枝晶抑制了下熔合线区域柱状晶的生长。

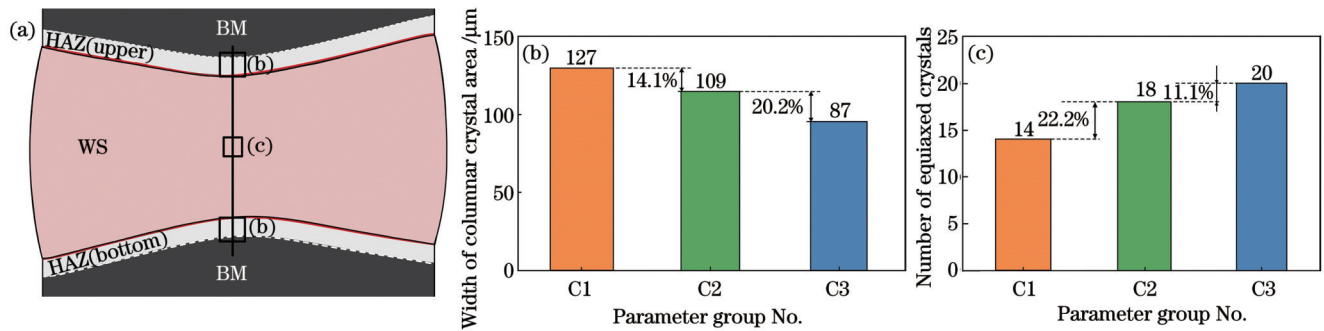


图 6 不同焊接工艺参数下柱状晶区宽度及焊缝中心区域等轴晶数量的对比图。(a)焊缝区域示意图;(b)不同焊接工艺参数下柱状晶区宽度的对比;(c)不同焊接工艺参数下焊缝中心区域等轴晶数量的对比

Fig. 6 Comparison of widths of columnar crystal zones and numbers of equiaxed crystals in central area of weld seam under different welding process parameters. (a) Schematic of weld seam area; (b) comparison of widths of columnar crystal areas under different welding process parameters; (c) comparison of numbers of equiaxed crystals in central area of weld seam under different welding process parameters

图 7(a)~(c)为不同温度梯度下的显微组织形态示意图、焊接接头晶粒分布示意图和熔池流动特征示意图,凝固参数 G/\sqrt{R} 决定了焊缝凝固方式,其中 G 为固液界面的温度梯度, R 为凝固速率。基于异质形核理论^[18],利用熔池流动行为特征分析图 7(b)所示的焊缝区晶粒分布示意图。在对称的双激光束热源作用下,熔池产生了对流行为,对流主要分为热浮力流和 Marangoni 对流。热浮力流使匙孔周围的低密度热气

流流向熔池周围,进而将近匙孔区域的熔池流体带入到熔池边缘。Marangoni 对流主要发生在熔池表面,在重力和张力的作用下,对称的熔池两侧出现了从匙孔区域流向熔池边缘的环流。同时,熔池的流动行为导致焊缝边缘和中心非均匀形核的数量、分布和聚集程度不同,且在对称的双激光束热源作用下,焊缝左右两侧的非均匀形核质点被引入到焊缝中部,所以焊缝中部具有较多的等轴树枝晶。由于焊接过程中重力的作

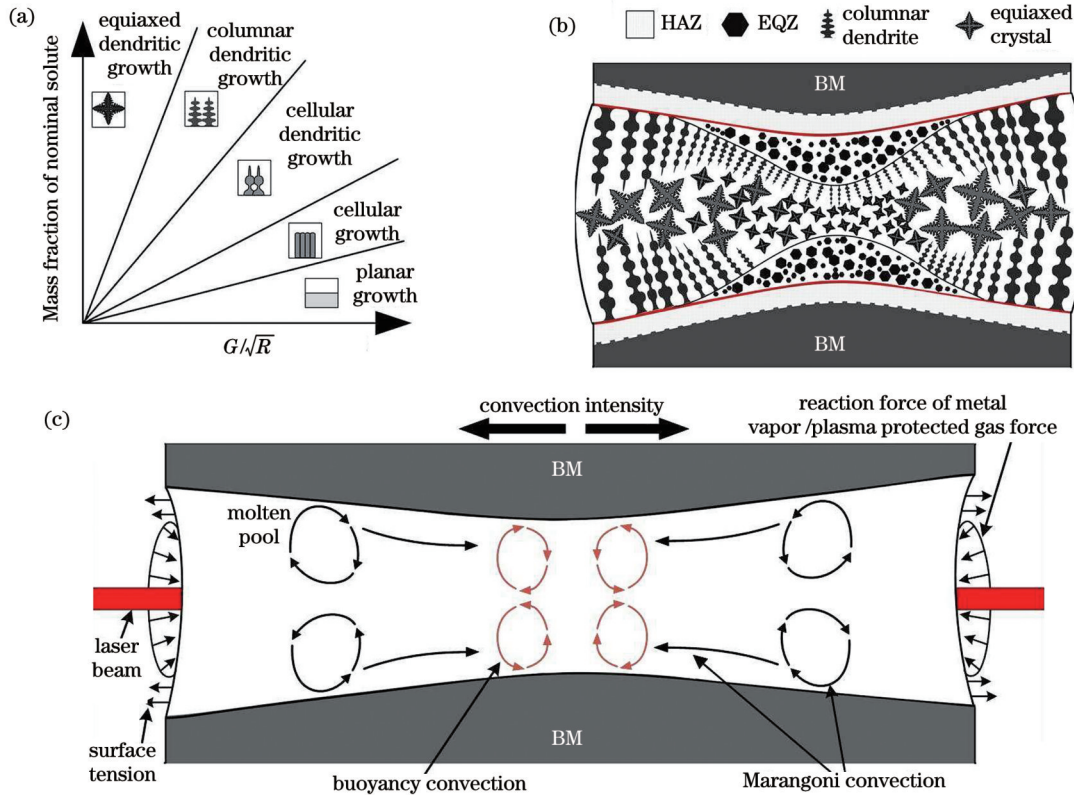


图 7 焊缝各区域组织演变及分布示意图。(a)不同温度梯度下的显微组织形态示意图;(b)焊接接头晶粒分布示意图;(c)熔池流动特征示意图

Fig. 7 Microstructure evolution and distribution diagrams in different areas of weld seam. (a) Schematic of microstructural morphologies under different temperature gradients; (b) grain distribution diagram of welded joint; (c) schematic of molten pool flow characteristics

用,上熔合线到焊缝中部的柱状晶数量较多,而焊缝中部受到了热浮力流和 Marangoni 对流的影响,因此等轴树枝晶区的面积较大,等轴树枝晶的生长抑制了焊缝中部到下熔合线区域柱状晶的生长,沿着温度梯度方向生长的柱状晶在上熔合线区域到焊缝中部区域得到了有利的生长条件。此外,当焊接热输入增加时,热浮力流和 Marangoni 对流增强,由焊缝两侧引入到焊缝中部的非均匀形核质点数量增加,使得焊缝中部的等轴树枝晶数量增多。

3.3 硬度测试及分析

图 8 所示为不同工艺参数下焊接接头的显微硬度分布曲线。可以观察到:三组硬度分布曲线的变化趋势基本一致,母材硬度值最高,其次为热影响区,焊缝硬度值最低,母材区显微硬度为 100~106 HV,热影响区显微硬度为 74~80 HV;随着热输入的增加,焊缝区的平均硬度值有增加的趋势,参数组 C3 下试样焊缝区的显微硬度较参数组 C1、C2 有所提高,硬度值最高可达 74.9 HV。这主要是由于随着热输入的增加,焊缝区枝晶更加细小且分布更均匀,在焊缝宏观形貌上表现为联合焊缝面积增大、“等腰”比例增加,在力学性能上表现为焊缝区显微硬度升高。此外,三组焊接参数下焊接接头母材区和热影响区的显微硬度没有显著变化。

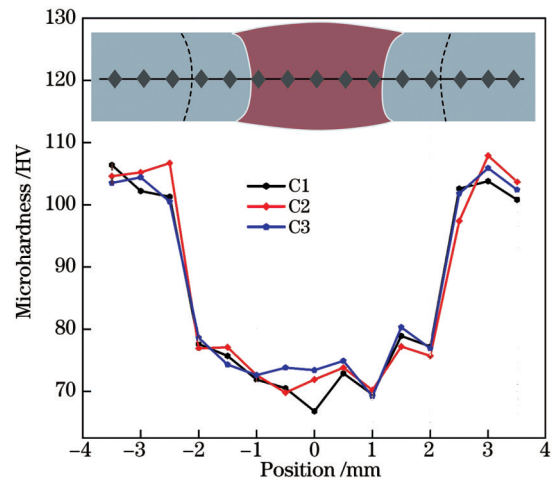


图 8 不同工艺参数下的显微硬度测试结果
Fig. 8 Measured microhardness results under different process parameters

3.4 焊接接头拉伸性能及断口研究

对焊接接头的力学性能进行分析,图 9 是参数组 C1、C2、C3 下拉伸实验中的断裂位置。三组拉伸实验的断裂均发生在焊缝区域,且开始于熔合线附近,说明焊缝的强度均低于母材的强度,焊缝区是接头的薄弱环节。图 10 为拉伸力与位移的曲线图,其对应的数据如表 4 所示。可得出,参数组 C1 下的拉伸力最小,为

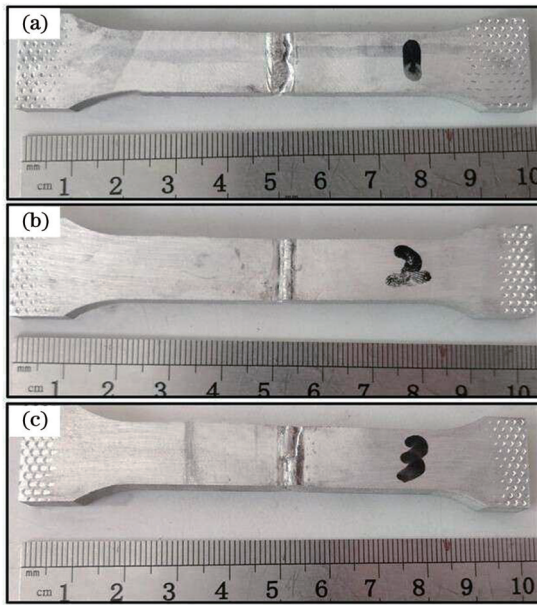


图9 不同工艺参数下的拉伸断裂。(a) $P=3000\text{ W}$, $V=2.3\text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$; (b) $P=3000\text{ W}$, $V=2.1\text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$; (c) $P=3500\text{ W}$, $V=2.3\text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$

Fig. 9 Tensile fractures under different process parameters. (a) $P=3000\text{ W}$, $V=2.3\text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$; (b) $P=3000\text{ W}$, $V=2.1\text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$; (c) $P=3500\text{ W}$, $V=2.3\text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$

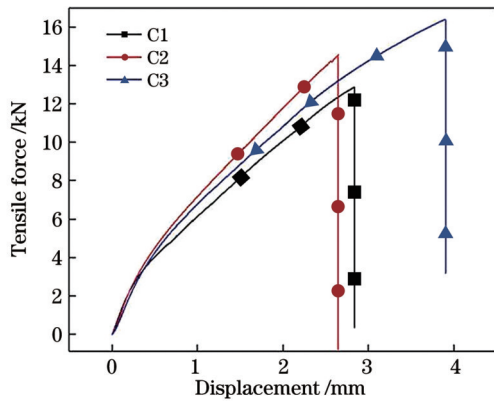


图10 不同工艺参数下拉伸力随位移的变化

Fig. 10 Tensile force versus displacement under different process parameters

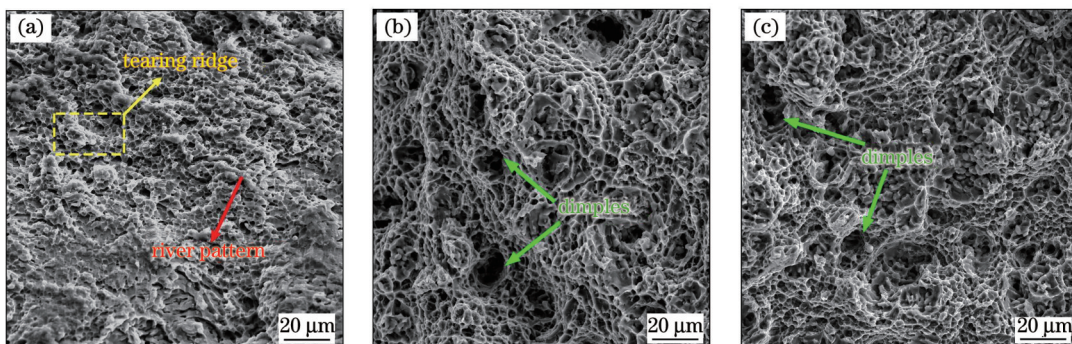


图11 铝合金激光镜像焊接拉伸断口。(a) $P=3000\text{ W}$, $V=2.3\text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$; (b) $P=3000\text{ W}$, $V=2.1\text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$; (c) $P=3500\text{ W}$, $V=2.3\text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$

Fig. 11 Tensile fractures of laser mirror welded aluminum alloy. (a) $P=3000\text{ W}$, $V=2.3\text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$; (b) $P=3000\text{ W}$, $V=2.1\text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$; (c) $P=3500\text{ W}$, $V=2.3\text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$

表4 不同焊接工艺参数下拉伸实验结果

Table 4 Tensile test results under different welding parameters

Parameter group No.	Maximum tensile force /N	Cross-sectional area /mm ²	Tensile strength /MPa
Base metal	33156.89	75.36	439.98
C1	12893.21	68.44	188.39
C2	14586.95	66.69	218.76
C3	16411.72	63.25	259.47

12893.21 N,所测的拉伸强度也最低,为188.39 MPa。这是由于参数组C1下的热输入最小,焊接过程中贯通熔池较少,联合焊缝横截面积较小。参数组C2下的激光能量增加,形成了联合焊缝,故拉伸力有所增大,为14586.95 N,所测的拉伸强度为218.76 MPa。参数组C3中的焊接热输入进一步提高,形成了连接较为可靠的联合焊缝,拉伸力增大至16411.72 N,所测的拉伸强度为259.47 MPa。三组拉伸实验中最大的位移达到了3.89 mm。

对激光镜像焊接接头断口形貌及断裂机理进行研究。图11所示为不同焊接热输入下的拉伸试样断口形貌。图11(a)为参数组C1下的拉伸断口形貌图,呈现一定的河流状形貌,且存在大量撕裂棱及小而浅的韧窝,属于韧性和准解理混合断裂。由图11(b)可以观察到,参数组C2下的接头断口处存在形状大小不一的等轴韧窝且韧窝较深,小韧窝均匀地分布在大韧窝周围,呈现韧性断裂的特点。参数组C3下的断口面存在深坑型韧窝,韧窝周围呈撕裂状,平均韧窝尺寸增大且更深,属于韧性断裂,如图11(c)所示,这表明接头在拉伸过程中发生了更大程度的塑性变形,反映其具有更好的塑性。在韧窝底部存在少量的第二相,这是由于基体与第二相的力学性能存在差异,基体具有更强的塑性,在拉伸过程中容易发生更大的塑性变形,第二相与基体分离后基体发生塑性变形,从而产生断裂并形成韧窝,而第二相存在于韧窝底部。对比图11(a)~

(c)可知,随着热输入的提高,韧窝数量增加,且韧窝尺寸更加均匀,直径增加且更深。

对力学性能最好的参数组 C3 下的拉伸断口韧窝底部第二相、韧窝内壁及边界进行元素测试,测试位置如图 12 所示,测试结果如表 5 所示。可以看出第二相中 Cu 含量(质量分数)高达 16.32%,远超母材中 Cu 元素含量,推测韧窝底部第二相为 η_2 相 (AlCu) 和 θ 相 (Al₂Cu),这些弥散分布的增强相起到了强化作用,这也与前文力学性能的提高吻合。根据韧窝边界点测试结果,可以看出韧窝边界点 Cu 元素含量比母材更高,但低于韧窝底部第二相中 Cu 元素的含量。由韧窝内壁点测试结果可以看出韧窝内壁点元素含量低于母材。

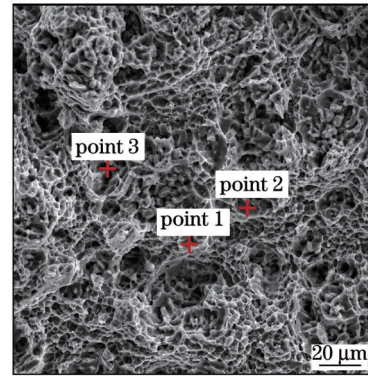


图 12 激光镜像焊接接头拉伸断口元素含量测试位置示意图
Fig. 12 Schematic of test position of element content in tensile fracture of laser mirror welded joint

表 5 激光镜像焊接接头拉伸断口元素含量测试结果

Table 5 Detection results of element content in tensile fracture of laser mirror welded joint

Test point	Al		Cu		Si	
	Mass fraction /%	Atomic fraction /%	Mass fraction /%	Atomic fraction /%	Mass fraction /%	Atomic fraction /%
Point 1	27.71	78.64	16.32	5.75	1.25	3.54
Point 2	83.98	95.24	9.22	4.44	0.38	0.21
Point 3	62.74	97.61	2.99	1.98	0.43	0.33

4 结 论

随着激光镜像焊接热输入的增加,联合焊缝面积增大、“等腰”比例增加,上熔合线区域的柱状晶区宽度由 127 μm 减少至 87 μm ,且下熔合线区域的柱状晶区宽度小于上熔合线区域的柱状晶区宽度。

不同焊接热输入下焊缝中心区域均为等轴树枝晶组织,且随着焊接热输入的增大,焊缝中心区域的等轴树枝晶数量增加,证明热输入提高对细化晶粒具有积极作用。

当焊接热输入增大时,可以形成更为可靠的联合焊缝,使得焊接接头力学性能得到提升,焊缝区显微硬度最高可达 74.9 HV,拉伸强度提高至 259.47 MPa。

断口处存在形状大小不一的等轴韧窝,韧窝底部存在富 Cu 的第二相。随着焊接热输入的提高,接头断裂形式由混合断裂转变为韧性断裂,韧窝数量增加,尺寸增大且更加均匀。

参 考 文 献

- [1] Christy J V, Mourad A, Sherif M M, et al. Review of recent trends in friction stir welding process of aluminum alloys and aluminum metal matrix composites[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2021, 31(11): 3281-3309.
- [2] Maji P, Nath R K, Karmakar R, et al. Effect of post processing heat treatment on friction stir welded/processed aluminum based alloys and composites[J]. CIRP Journal of Manufacturing Science and Technology, 2021, 35: 96-105.
- [3] Romanova V, Zinovieva O, Balokhonov R, et al. Effects of the grain shape and crystallographic texture on the grain-scale mechanical behavior of additively manufactured aluminum alloys [J]. Additive Manufacturing, 2021, 48: 102415.
- [4] Alphonse M, Bupesh Raja V K, Vivek M S, et al. Effect of heat treatment on mechanical properties of forged aluminium alloy AA2219[J]. Materials Today: Proceedings, 2021, 44: 3811-3815.
- [5] 穆世军. 激光焊接技术的研究现状及发展趋势探究[J]. 科技创新导报, 2019, 16(10): 129, 131.
- [6] 唐舵, 王春明, 田曼, 等. SUS301L-HT 不锈钢激光焊接与 MIG 焊接对比试验研究[J]. 中国激光, 2015, 42(7): 0703003.
- [7] 陶武, 杨上陆. 铝合金激光焊接技术应用现状与发展趋势[J]. 金属加工(热加工), 2021(2): 1-4.
- [8] 田书豪. 铝合金激光镜像焊接熔池稳定性及焊缝形貌研究[D]. 南京: 南京航空航天大学, 2021.
- [9] 田书豪. Study on weld pool stability and weld morphology of aluminum alloy laser mirror welding[D]. Nanjing: Nanjing University of Aeronautics and Astronautics, 2021.
- [10] Qi N, Wang L L, Zhao Y Q, et al. The tensile properties of 2219 aluminum alloy plate butt joint welded by novel laser mirror welding[J]. Optics & Laser Technology, 2022, 149: 107796.
- [11] Chen D, Zhan X H, Liu T, et al. Effect of porosity morphology and elements characteristics on mechanical property in T-joints during dual laser-beam bilateral synchronous welding of 2060/2099 Al-Li alloys[J]. Optics & Laser Technology, 2021, 140: 107019.
- [12] 刘金钊, 颜廷艳, 康绪枫, 等. 激光功率对双激光束双侧同步焊接 TC4 钛合金 T 型接头断裂性能的影响机理[J]. 中国激光, 2021, 48(18): 1802007.
- [13] Liu J Z, Yan T Y, Kang X F, et al. Influence of laser power on fracture properties of TC4 titanium alloy T-joint manufactured using dual-laser-beam bilateral synchronous welding[J]. Chinese

- Journal of Lasers, 2021, 48(18): 1802007.
- [12] Yan T Y, Liu J Z, Hu K, et al. Microstructure and texture evolution of Ti-6Al-4V alloy T-joint fabricated by dual laser beam bilateral synchronous welding[J]. Materials Science and Engineering A, 2021, 822: 141426.
- [13] Chen S, Wu Y F, Li Y, et al. Study on 2219 Al-Cu alloy T-joint used dual laser beam bilateral synchronous welding: parameters optimization based on the simulation of temperature field and residual stress[J]. Optics & Laser Technology, 2020, 132: 106481.
- [14] Tao P K, Mi G Y, Wang C M, et al. Formation, microstructure and mechanical properties of double-sided fiber laser welded ultra-high strength steel[J]. Optics & Laser Technology, 2022, 153: 108208.
- [15] Zhao Y Q, Qi N, Li Y, et al. Research on the cryogenic axial tensile fracture mechanism for 2219 aluminum alloy T-joint by dual laser-beam bilateral synchronous welding[J]. Optics & Laser Technology, 2022, 148: 107706.
- [16] 杨晓禹, 高宝亭, 刚建伟, 等. 2219 铝合金 T87 状态板材生产过程中的热处理工艺研究[J]. 轻合金加工技术, 2019, 47(6): 30-35.
- Yang X Y, Gao B T, Gang J W, et al. Study on heat treatment technology of 2219-T87 aluminum alloy plate in production process [J]. Light Alloy Fabrication Technology, 2019, 47(6): 30-35.
- [17] 李妙珍. 关于铝及铝合金的焊接工艺浅析[J]. 轻金属, 2007(9): 66-69.
- Li M Z. Analysis of aluminum and aluminum alloy welding technology[J]. Light Metals, 2007(9): 66-69.
- [18] 夏令, 康悦, 余海松, 等. 2060 铝锂合金激光焊接等轴晶带及其形成机理[J]. 中国激光, 2018, 45(11): 1102013.
- Xia L, Kang Y, Yu H S, et al. Equiaxed grains in laser welded 2060 Al-Li alloys and their formation mechanism[J]. Chinese Journal of Lasers, 2018, 45(11): 1102013.

Microstructure Heterogeneity and Mechanical Properties of Laser Mirror Welded Joint of 2219 Aluminum Alloy

Guo Jizhi, Wang Jianfeng, Hao Lujing, Yin Xuan, Zhan Xiaohong*

College of Materials Science and Technology, Nanjing University of Aeronautics and Astronautics, Nanjing 211106, Jiangsu, China

Abstract

Objective 2219 aluminum alloy is a high-strength aluminum alloy that can be strengthened by heat treatment. Owing to its excellent processability, it has become one of the most preferred structural materials in the aerospace field, and is commonly known as aviation aluminum. Laser welding, which is the most commonly used connection method for 2219 aluminum alloys, is characterized by a high welding efficiency, small heat-affected zone, and high power density. However, when a single-beam laser is used to weld the butt structure of a moderately thick plate, the penetration is too shallow, resulting in incomplete penetration. When the laser power is increased to solve the problem of incomplete penetration, large welding deformations and residual stresses caused by excessive heat input occur. Laser mirror welding synchronously operates on the plate structure through a symmetrical double-laser heat source to form a joint molten pool and keyhole, which can solve the problems of large welding deformation and welding residual stress caused by single-beam laser welding. Owing to the complex interaction between the double heat sources in the laser mirror welding process, the joint molten pool generated by the double heat sources has different cooling rates during the cooling process, which leads to uneven distribution in the microstructure. Presently, the research on the formation mechanism of the microstructural differences in laser mirror-welded joints under different welding parameters and their influence on the mechanical properties is still insufficient. Therefore, laser mirror welding experiments are performed on a 2219 aluminum alloy with a thickness of 6 mm in this study. The microstructural differences at distinct positions on the welded joint and at the same position under different welding heat inputs and their formation mechanisms are compared and analyzed. Subsequently, the difference in the mechanical properties caused by microstructural differences are explored to provide a reference for improving the quality of laser mirror welding using a moderately thick aluminum alloy plate.

Methods In this study, 2219 aluminum alloy, which is a widely used and representative material in the aerospace field, is used. The dimensions of the welding material are 50 mm × 100 mm × 6 mm. The laser mirror welding experimental equipment (Fig. 1) used in this study includes two mirror symmetry laser welding heads, two high-precision robots, a gantry, a megawatt disc laser, and a splitter. The process parameter variables for this experiment are mainly the laser power (P) and welding speed (V), and the combined process parameter variables are shown in Table 2. A hardness test is performed on the laser-welded joints using a microhardness tester. The thickness of the sample used in this study is 6 mm, and an electronic universal tensile machine with a maximum tensile force of 10 kN is used for operation. Finally, the microstructures and chemical compositions of the welded joints are analyzed using scanning electron microscopy (SEM) and energy dispersive spectroscopy.

Results and Discussions A comparison of the cross-sectional areas of the weld seams under different welding heat inputs reveals that the area increases with an increase in the welding heat input (Fig. 2). When the welding heat input is $913.12 \text{ J} \cdot \text{cm}^{-1}$, the typical regions of laser welded aluminum alloy such as the non-dendritic equiaxed zone (EQZ), columnar crystal zone, and equiaxed crystal zone, appear from the heat-affected zone to the center of the weld seam. Additionally, abundant equiaxed dendrites appear in the joint part of the weld seam, and the grain sizes of the equiaxed crystals on the left and right sides of the weld seam are similar (Fig. 4). With

an increase in the welding heat input, the width of the columnar crystal zone in the upper fusion line area decreases from 127 μm to 87 μm (Figs. 5–6), and the width of columnar crystal zone in the lower fusion line area becomes much smaller than that in the upper fusion line area (Fig. 7). Additionally, the width of the columnar crystal zone and number of equiaxed dendrites in the weld center area increase, which indicates that the increase in heat input refines the grains in the weld center area.

Conclusions An increase in the welding heat input increases the “isosceles” ratio and size of the joint weld area. The width of columnar crystal zone in the upper fusion line area reduces from 127 μm to 87 μm , and the columnar crystal zone in the lower fusion line area is narrower than that in the upper fusion line area. Moreover, the central areas of the weld seams under different welding heat inputs have the equiaxed dendrite structure. With an increase in the welding heat input, the number of equiaxed dendrites in the central area of the weld seam increases, proving that the increase in the heat input has a positive effect on grain refinement. When the welding heat input increases, the mechanical properties of the welded joints are significantly enhanced. The maximum microhardness of the weld seam is 74.9 HV, and the tensile strength increases from 188.39 MPa to 259.47 MPa. Moreover, increasing the welding heat input can result in the formation of a more reliable joint weld seam and the enhancement of the tensile properties of the welded joints. Equiaxed dimples with different sizes exist at the fracture site, and the second phase, which is rich in Cu, exists at the bottom of the dimple. With an increase in the welding heat input, the fracture mode changes from mixed fracture to ductile fracture, the number of dimples increases, and the size becomes larger and more uniform.

Key words laser technique; laser mirror welding; 2219 aluminum alloy; heat input; microstructure; mechanical properties