



## 热输入对7N01铝合金MIG焊热影响区 微观组织与力学性能的影响

马国龙<sup>1</sup>, 韩晓辉<sup>1</sup>, 吴来军<sup>2,3</sup>, 林丹阳<sup>2,3</sup>, 李帅贞<sup>1</sup>, 宋晓国<sup>2,3</sup>, 冯吉才<sup>2,3</sup>

- (1. 中车青岛四方机车车辆股份有限公司 技术工程部, 青岛 266111;  
2. 哈尔滨工业大学 材料科学与工程学院 材料结构精密焊接与连接全国重点实验室, 哈尔滨 150001;  
3. 哈尔滨工业大学(威海) 材料科学与工程学院 山东省特种焊接技术重点实验室, 威海 264209)

**摘要:** 为了研究热输入对7N01铝合金热影响区组织与性能的影响, 采用熔化极惰性气体保护焊制备了0.35 kJ/mm、0.49 kJ/mm、0.63 kJ/mm三种热输入条件下的7N01铝合金T型接头试样, 并利用透射电子显微镜、电子背散射衍射、微区拉伸试验和显微硬度测试分析了热影响区的微观组织演变和微区力学性能。结果表明: 降低焊接线能量能够有效抑制7N01铝合金热影响区软化问题, 从而提高热影响区的力学性能。当焊接热输入由0.63 kJ/mm降低至0.35 kJ/mm时, 热影响区的显微硬度值由85HV提高至95HV、提高了11.7%, 微区拉伸强度由239.7 MPa提高至281.6 MPa、提升了17.5%。通过控制焊接线能量改善热影响区软化, 主要是由于较小的焊接线能量能够抑制纳米级 $\eta'$ (MgZn<sub>2</sub>)强化相的溶解和粗化以及晶粒长大, 并改善变形组织, 进而达到强化“软化区”的效果。

**关键词:** 7N01 铝合金; 焊接热输入; 热影响区; 接头软化; MIG 焊

**文章编号:** 1004-0609(2026)-03-0934-16

**中图分类号:** TG444

**引文格式:** 马国龙, 韩晓辉, 吴来军, 等. 热输入对7N01铝合金MIG焊热影响区微观组织与力学性能的影响[J]. 中国有色金属学报, 2026, 36(3): 934–949. DOI: 10.11817/j.ysxb.1004.0609.2025-45761

MA Guolong, HAN Xiaohui, WU Laijun, et al. Effect of heat input on microstructure and mechanical properties of MIG welding heat-affected zone of 7N01 aluminum alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2026, 36(3): 934–949. DOI: 10.11817/j.ysxb.1004.0609.2025-45761

随着高速列车运行速度以及运载效率的不断提高, 列车车体及部件材料的选择以及焊接成为比较重要的环节, 同时对高速列车车身焊接质量提出了更高的要求<sup>[1–3]</sup>。铝合金由于具有质量轻、比强度高以及耐腐蚀性能好等突出优势, 在众多轻量化材料中脱颖而出, 已广泛应用于轨道交通装备生产制造<sup>[4–6]</sup>。7N01铝合金作为Al-Zn-Mg系铝合金的代表, 其优异的可加工性、抗应力腐蚀性和可焊性使其成为高速列车用高强度铝合金材料的最优选择之

一<sup>[7–11]</sup>。此外, 高速列车运行速度的进一步提高, 对铝合金的焊接质量提出更高的要求<sup>[12–13]</sup>。针对如何实现7N01铝合金的高可靠焊接, 国内外相关学者对此展开了一系列研究。方振邦等<sup>[14]</sup>研究了7N01S-T5铝合金厚板搅拌摩擦焊接头的晶间腐蚀行为。PAN等<sup>[15]</sup>对7N01铝合金搅拌摩擦焊焊接接头应力腐蚀行为开展了研究。ZHANG等<sup>[16]</sup>研究了超声辅助搅拌摩擦焊接对7N01-T4铝合金接头流动行为、组织和力学性能的影响。WEI等<sup>[17]</sup>研究了焊

**基金项目:** 国家重点研发计划资助项目(2023YFB3710404); 山东省自然科学基金资助项目(ZR2023JQ021)

**收稿日期:** 2025-07-02; **修订日期:** 2025-12-26

**通信作者:** 韩晓辉, 教授级高工, 硕士; 电话: 13793237339; E-mail: 13793237339@139.com

丝成分对 MIG 焊接 7N01-T4 铝合金接头根部弯曲性能的影响。杨振东等<sup>[18]</sup>则关注了时效制度对 7N01 铝合金焊接接头微观组织和性能的影响。WANG 等<sup>[19]</sup>通过表面旋压强化改善 7N01 铝合金焊接接头的表面组织和力学性能, 从而提高其在一定应力下的疲劳寿命。

此外, 高速列车端部底架等关键部件多采用铝合金中厚板, 焊接时需采用多层多道熔化极惰性气体保护焊 (Metal-inert gas welding, MIG) 焊<sup>[20-21]</sup>。焊接接头经历的热循环会因焊层排布方式的不同而发生改变, 进而对接头组织和性能产生影响<sup>[22-25]</sup>。王富义等<sup>[26]</sup>研究了多道焊接热循环对 6082-T6 铝合金接头热影响区显微组织及力学性能的影响。李帅贞等<sup>[27]</sup>研究了焊层排布对 6005A 铝合金 MIG 焊接接头微观组织及力学性能的影响。金聪聪等<sup>[28]</sup>研究了焊层排布方式对 10 mm 厚新型铝合金 MIG 焊接接头综合性能的影响规律。

7N01 铝合金为可热处理强化铝合金, 如何抑制接头软化一直是焊接领域的技术难题<sup>[29-30]</sup>。当前研究成果对 7N01 铝合金中厚板多层多道 MIG 焊接的关注较少, 尤其缺乏焊接热输入对 7N01 铝合金 MIG 焊 T 型接头热影响区微区组织与性能影响的研究。然而, 焊接是一个局部经历剧烈热循环的不均匀加工过程<sup>[31]</sup>, 使焊接接头组织与性能呈现显著的不均匀性, 对于中厚板铝合金, 板材本身组织与性能的不均匀性进一步加剧了中厚板焊缝组织与性能的不均匀性, 尤其是热影响区区域较小, 采用常规的拉伸测试难以准确获得焊接热影响区的微区拉伸性能<sup>[32]</sup>。因此, 本文作者将微区拉伸测试应用于 7N01 中厚板铝合金焊接热影响区的微区力学性能的研究, 实现不同热输入下热影响区微区拉伸性能的精确测量, 并研究了焊接热输入对 7N01 铝合金 MIG 焊 T 型接头热影响区微观组织的影响, 为工程上制定合理的焊接工艺以有效抑制 7N01 铝合金焊接接头软化提供实验数据和理论依据。

## 1 实验

### 1.1 实验材料与试剂

本实验所用材料为 7N01P-T4 铝合金轧制板材, 母材抗拉强度为 350~360 MPa。试板尺寸为 350 mm×150 mm×12 mm, 填充材料采用直径 1.2 mm

的 ER5356 焊丝, 铝合金母材及焊丝成分如表 1 所示。T 型对接接头的组对形式如图 1 所示, 横板开 55° 的 V 形坡口, 预留装配间隙 2 mm, 横板背部加铝合金垫板进行全熔透焊接, 且焊接方向与板材轧制方向垂直。焊接方法采用 MIG 焊, 焊接设备采用 IGM 焊接机器人和福尼斯 TPS5000 焊接电源, 焊接模式采用直流脉冲模式。焊接电流为 185~215 A, 电弧电压为 22.5 V, 焊接速度为 5.4~11.3 mm/s, 焊接热输入平均值为 0.43~0.80 kJ/mm, 焊接工艺参数如表 2 所示。在焊接过程中, 采用美国 NI 公司的 USB-9211A 热电偶测温系统对焊接热循环曲线进行测量。

表 1 7N01 铝合金及 ER5356 焊丝的化学成分

Table 1 Chemical compositions of 7N01 Al and ER5356 welding wire

| Element | Mass fraction/% |        |
|---------|-----------------|--------|
|         | 7N01            | ER5356 |
| Mg      | 1.19            | 4.9    |
| Si      | 0.05            | 0.04   |
| Fe      | 0.18            | 0.12   |
| Cu      | 0.16            | 0.02   |
| Mn      | 0.36            | 0.14   |
| Cr      | 0.16            | 0.07   |
| Zn      | 4.5             | 0.02   |
| Ti      | 0.04            | 0.08   |
| Al      | Bal.            | Bal.   |

### 1.2 实验过程

焊接完成之后, 使用线切割机垂直于焊接方向切取金相试样, 进行打磨、机械抛光、腐蚀处理后, 采用 ZEISS MA10 扫描电子显微镜对热影响区微观组织进行观察。微观组织使用 Keller 试剂 (2 mL HF(48%, 质量分数)+3 mL HCl(36%, 质量分数)+5 mL HNO<sub>3</sub>(68%, 质量分数)+190 mL H<sub>2</sub>O) 腐蚀 20~30 s, 然后采用清水与无水乙醇冲洗腐蚀试样表面以去除残余腐蚀试剂。对机械抛光后的金相试样电解抛光 15 s, 然后采用 FEI Quanta-FEG 250 型扫描电子显微镜对晶粒形态、晶粒尺寸以及再结晶分数进行分析。从 7N01 铝合金 MIG 焊接头上切取厚度 1 mm 的薄片试样, 依次用水磨砂纸、金相砂纸将样品磨至厚度约 80 μm, 然后冲出直径

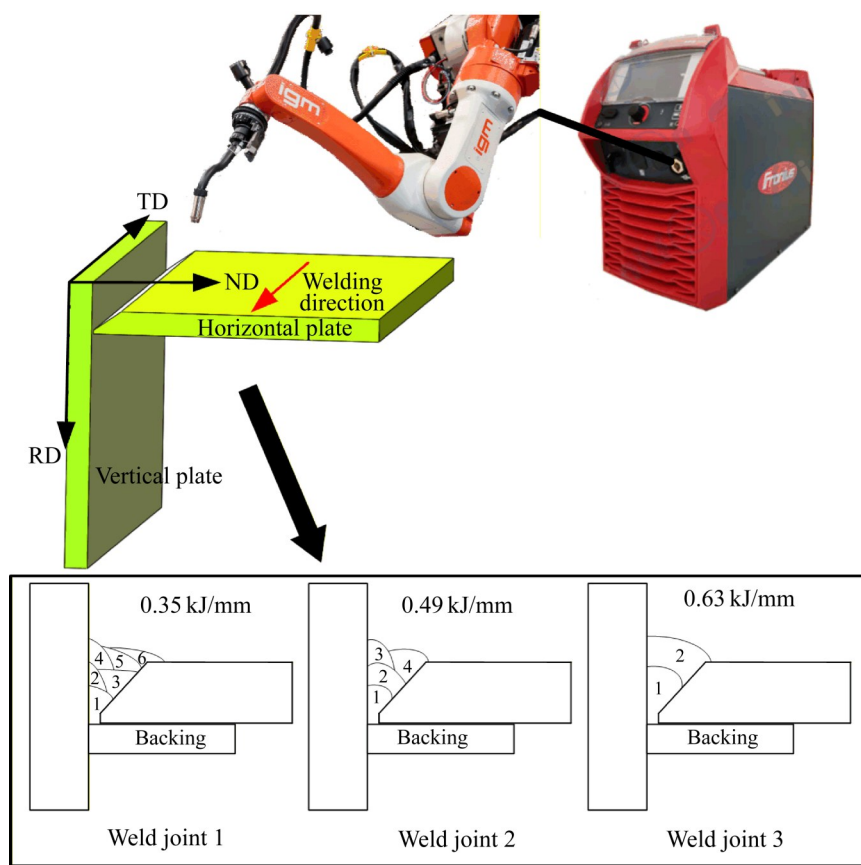


图1 7N01 铝合金T型接头MIG焊接示意图

Fig. 1 Schematic diagram of gas metal arc welding of 7N01 aluminum alloy T-joints

表2 7N01 铝合金T型接头焊接工艺参数

Table 2 Welding parameters of 7N01 aluminum alloy T-joints

| Joint No. | Welding current,<br>$I/A$ | Welding voltage,<br>$U/V$ | Welding speed,<br>$v/(mm \cdot s^{-1})$ | Welding heat input, $E/(kJ \cdot mm^{-1})$ |               |
|-----------|---------------------------|---------------------------|-----------------------------------------|--------------------------------------------|---------------|
|           |                           |                           |                                         | Measured value                             | Average value |
| 1         | 200–210                   | 22.5                      | 9.5–11.3                                | 0.32–0.37                                  | 0.35          |
| 2         | 200–215                   | 22.5                      | 6.9–7.8                                 | 0.46–0.52                                  | 0.49          |
| 3         | 185–200                   | 22.5                      | 5.4–5.6                                 | 0.59–0.66                                  | 0.63          |

约3 mm的小圆片，经离子减薄后采用JEOL-2100透射电子显微镜对第二相粒子的分布与尺寸进行观察分析。

使用线切割机在焊接接头切取热影响区微区拉伸试样，微区拉伸试样的取样位置如图2(a)所示，相邻微拉伸试样在垂直方向上间隔7 mm。拉伸试样形状及尺寸如图2(b)所示，拉伸试样整体呈6.0 mm×2.4 mm×1.0 mm的哑铃状，夹持段尺寸为1 mm×2.40 mm×1.0 mm、测试段尺寸为2.36 mm×1.0 mm×1.0 mm。微区拉伸试样切取完成后，采用180#砂纸将拉伸试件边缘打磨至光滑，以消除表面缺陷

以及边缘应力集中对测试结果的影响。在INSTRON-5569电子万能材料试验机上进行微区拉伸性能测试，拉伸速度设定为1 mm/min，试验温度为室温(25±3)℃，记录微区拉伸测试过程中的应力-应变曲线及断裂位置。相同工艺参数下选取三个平行试样进行拉伸试验，并将其平均值作为最终测试结果。为了测试热影响区的显微硬度，使用线切割机在垂直于焊缝方向切取显微硬度试样，经打磨、抛光后采用MICRO-586型全自动硬度测试仪测量维氏硬度，加载载荷为0.98 N、加载时间为15 s，相邻两点间隔距离为1 mm。

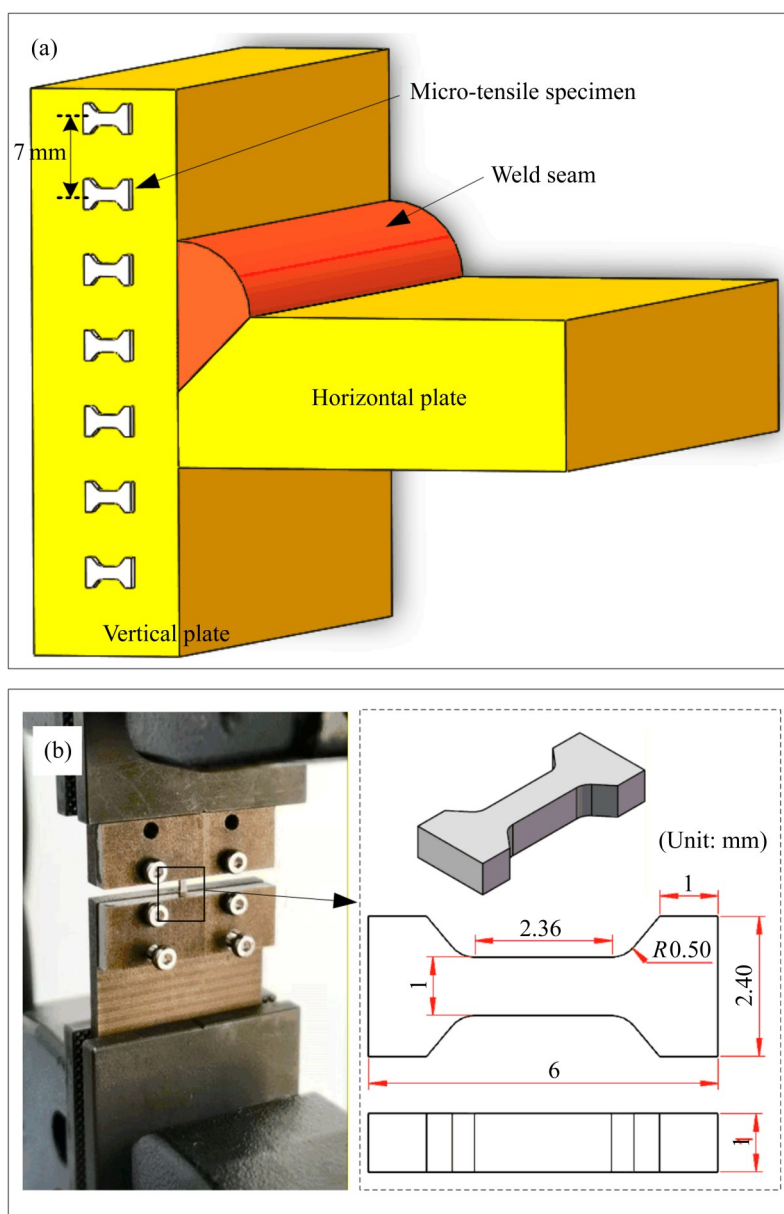


图2 微区拉伸性能测试示意图

Fig. 2 Schematic diagrams of micro-scale tension test: (a) Sampling location; (b) Tensile specimen

## 2 结果与分析

### 2.1 焊接热输入对热影响区微观组织的影响

图3所示为7N01铝合金母材的微观组织。从图3中可以看出, 本实验选用的7N01铝合金母材呈现典型的轧制态特征, 晶粒呈现细长的纤维状, 沿着与轧制方向(RD)平行的方向延伸, 且微观组织具有明显的轧制分层特征。同时,  $\alpha(\text{Al})$ 基体上分布着大量微米级(2~20  $\mu\text{m}$ )和较多亚微米级的第二

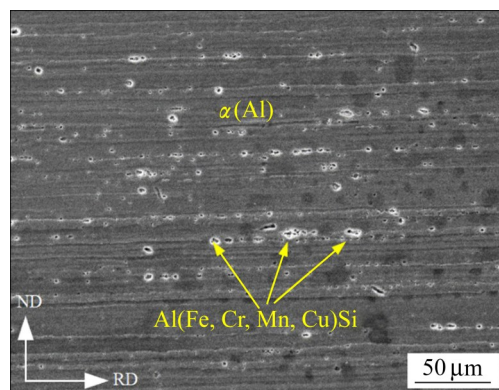


图3 7N01 铝合金的微观组织

Fig. 3 Microstructure of 7N01 aluminum alloy

相粒子, 这些第二相粒子可在扫描电镜下呈现出白色的杆状、点状及不规则的块状等形态。利用色彩能谱仪对这些第二相粒子进行定性分析, 结果表明该粒子含有 Al、Si、Mn、Fe、Cu 元素, 推测第二相粒子为未固溶的  $S(\text{CuMgAl})$  相、 $\text{AlCuFe}$  相和其他难溶的杂质相。

### 2.1.1 焊接热输入对热影响区晶粒形貌的影响

为了研究焊接热输入对热影响区晶粒形貌的影响, 采用 EBSD 分析测试方法对热影响区的晶粒形貌进行了表征, 其结果对如图 4 所示。由图 4 可以看出, 7N01 铝合金母材和热影响区晶粒呈现沿着轧制方向延伸的轧制态特征, 这说明焊接热输入并没有改变晶粒的轧制态特征和纤维状形貌。但经历焊接热循环后, 热影响区的晶粒厚度明显大于母材晶粒, 并表现出沿着法线(ND)方向长大的趋势。这是由于当温度达到  $480\text{ }^{\circ}\text{C}$  时, Al-Zn-Mg-Cu 合金的晶粒会发生再结晶、长大而粗化<sup>[33-34]</sup>, 且实验选用的 7N01 铝合金为轧制态板材, 轧制过程中晶格发生畸变, 在晶粒中储存一定的形变能, 使再结晶温

度进一步降低。而图 4 中 EBSD 分析区域为靠近焊缝的热影响区, 在焊接热循环的影响下, 选定区域温度达到再结晶温度导致晶粒长大, 从而出现热影响区晶粒厚度大于母材晶粒的现象。

由于晶粒形态为不规则的纤维状, 为了定量地分析焊接热输入对热影响区晶粒尺寸的影响, 采用等效圆直径表征晶粒尺寸的大小, 并对图 4 中不同焊接热输入下热影响区的晶粒尺寸进行统计, 统计结果如图 5 所示。由图 5 可以看出, 7N01 铝合金母材的平均晶粒尺寸为  $14.3\text{ }\mu\text{m}$ , 而热影响区平均晶粒尺寸均发生长大,  $0.35\text{ kJ/mm}$ 、 $0.49\text{ kJ/mm}$  和  $0.63\text{ kJ/mm}$  焊接热输入下热影响区的平均晶粒尺寸分别增加至  $17.2\text{ }\mu\text{m}$ 、 $21.0\text{ }\mu\text{m}$  和  $22.8\text{ }\mu\text{m}$ 。这表明降低焊接热输入可以有效抑制热影响区晶粒的长大, 当焊接线能量由  $0.63\text{ kJ/mm}$  降低至  $0.35\text{ kJ/mm}$  时, 热影响区平均晶粒尺寸由  $22.8\text{ }\mu\text{m}$  降低至  $17.2\text{ }\mu\text{m}$ , 降低了 32.6%。由于晶粒长大程度与热影响区的峰值温度和高温停留时间有关, 焊接热输入越大, 热影响区峰值温度越高、高温停留时间越长。

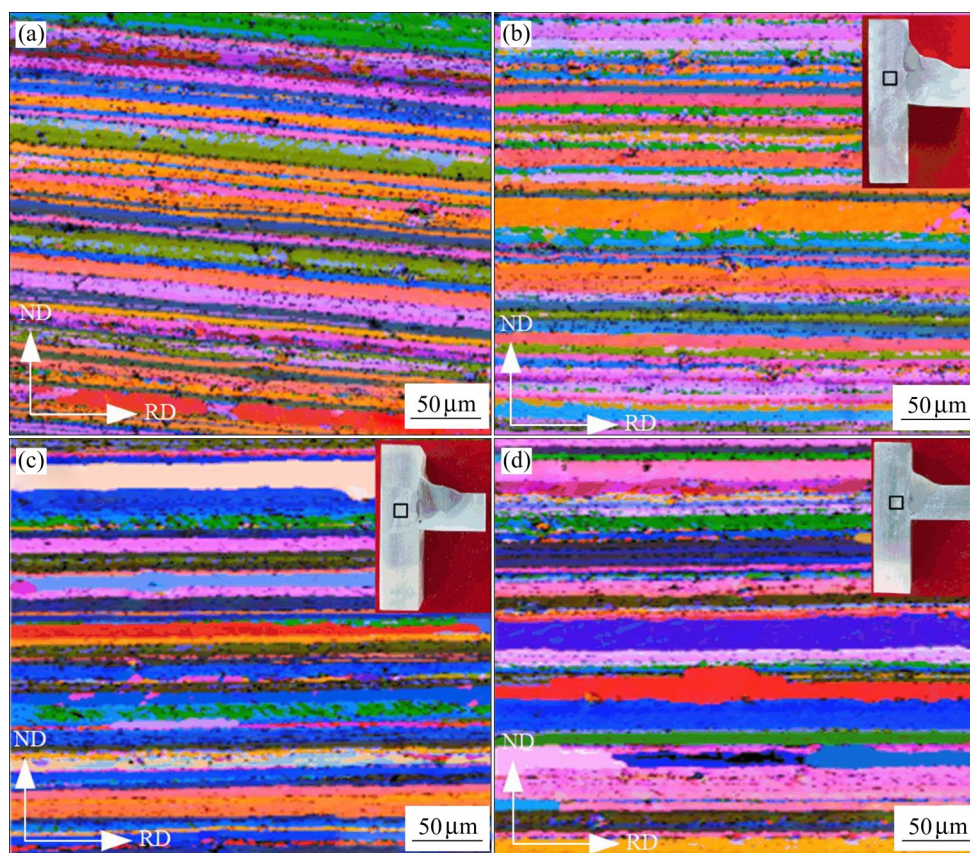


图 4 不同热输入下热影响区的 EBSD 图

Fig. 4 EBSD maps of HAZ at different heat inputs: (a) Base metal; (b)  $0.35\text{ kJ/mm}$ ; (c)  $0.49\text{ kJ/mm}$ ; (d)  $0.63\text{ kJ/mm}$

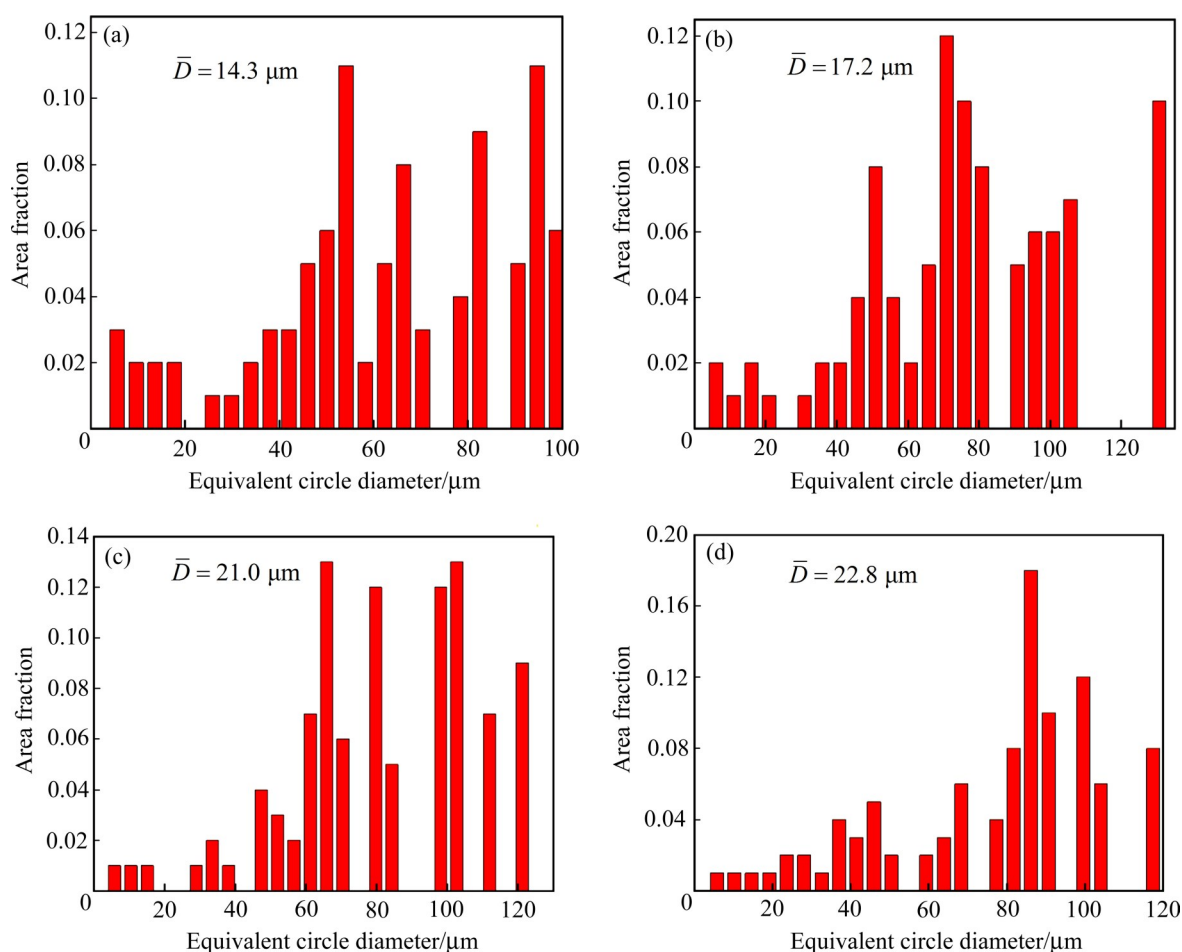


图5 不同热输入下热影响区的晶粒尺寸

Fig. 5 Grain size of HAZ at different heat inputs: (a) Base metal; (b) 0.35 kJ/mm; (c) 0.49 kJ/mm; (d) 0.63 kJ/mm

在实验选用的三种焊接热输入下,焊接热输入最小(0.35 kJ/mm)时,热影响区晶粒长大程度最小,热影响区平均晶粒尺寸最小;焊接热输入最大(0.63 kJ/mm)时,热影响区晶粒长大程度最大,晶粒尺寸最大;当焊接热输入0.49 kJ/mm介于0.35 kJ/mm和0.63 kJ/mm之间,热影响区晶粒长大程度也介于0.35 kJ/mm和0.63 kJ/mm之间。

### 2.1.2 焊接热输入对热影响区变形组织的影响

不同热输入下7N01铝合金焊接热影响区中变形组织、回复组织和再结晶组织的分布如图6所示,其中蓝色区域为再结晶组织(晶界角度 $<1^\circ$ )、黄色区域为回复组织( $1^\circ < \text{晶界角度} < 10^\circ$ )、红色区域为变形组织(晶界角度 $>10^\circ$ )。从图6(a)中可以看出,母材主要由变形组织和少量的回复组织组成,这是由于母材为轧制态板材,轧制过程使母材组织经历剧烈的塑性变形而形成大量的变形组织。图6

(b)~(d)所示分别为不同热输入下热影响区的微观组织分布。由图6(b)~(d)可以看出,在焊接热循环的作用下,三种焊接热输入下热影响区均由变形组织、再结晶组织和回复组织组成。但不同焊接热输入下的热影响区再结晶组织和回复组织分布有所不同,如图6(b)所示,当焊接热输入为0.35 kJ/mm时,热影响区中的再结晶组织和回复组织分布相较于母材(图6(a))变化并不明显;当焊接热输入增大到0.49 kJ/mm时,热影响区中的再结晶组织和回复组织分布相较于母材明显增多,如图6(c)所示;当焊接热输入进一步增加至0.63 kJ/mm时,热影响区再结晶组织和回复组织区域面积进一步增大,如图6(d)所示。

为了研究焊接热输入对热影响区变形组织的影响,对不同焊接热输入下热影响区的组织占比进行了定量统计,结果如图7所示。由图7可以看出,

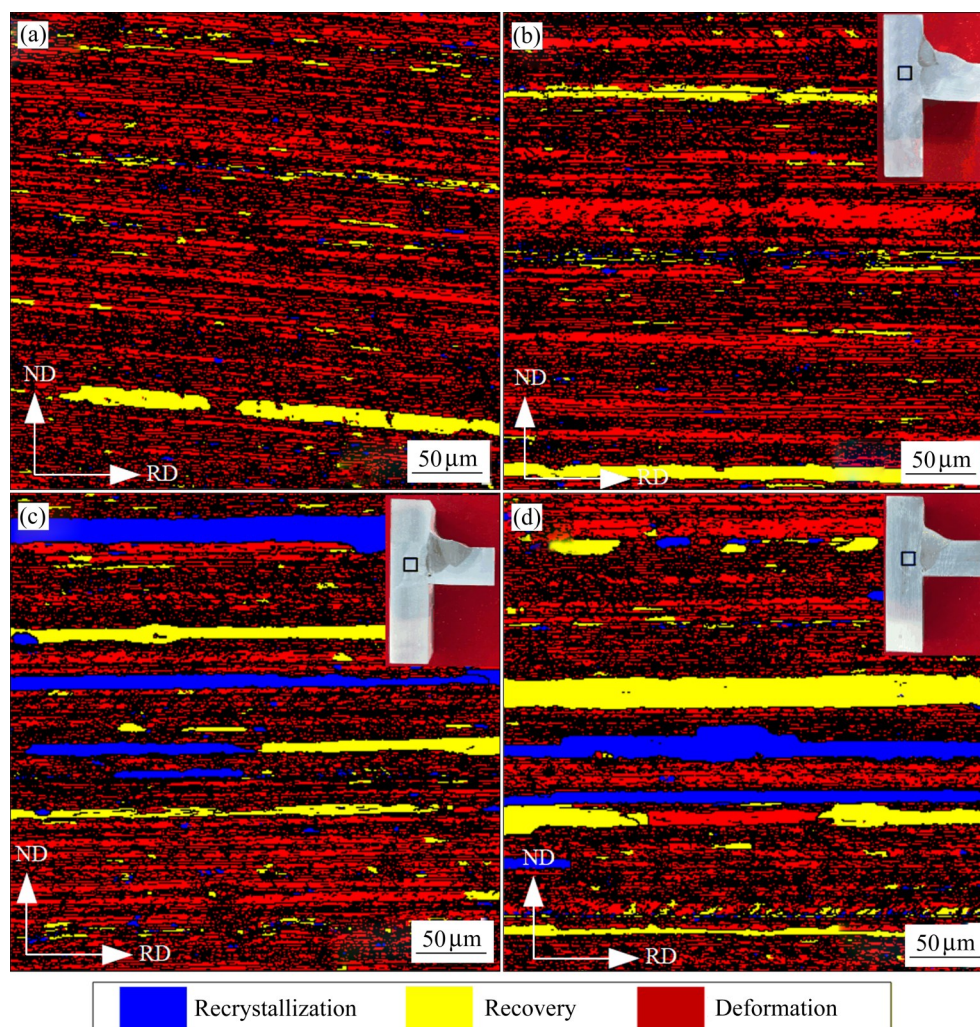


图6 不同热输入下热影响区的微观组织

Fig. 6 Microstructures of HAZ at different heat inputs: (a) Base metal; (b) 0.35 kJ/mm; (c) 0.49 kJ/mm; (d) 0.63 kJ/mm

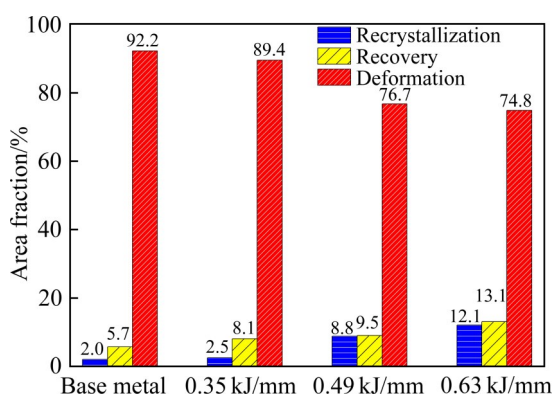


图7 不同热输入下热影响区的微观组织统计

Fig. 7 Microstructure statistics of HAZ at different heat inputs

在焊接热循环的作用下,随着焊接热输入的增大,热影响区中变形组织占比呈减少趋势:7N01 铝合金母材的变形组织占比为 92.2%,而 0.35 kJ/mm、

0.49 kJ/mm 和 0.63 kJ/mm 焊接热输入下热影响区变形组织占比分别降低至 89.4%、76.7% 和 74.8%。表明控制焊接热输入可以有效提高热影响区中变形组织占比,当焊接线能量由 0.63 kJ/mm 降低至 0.35 kJ/mm 时,热影响区变形组织占比由 74.8% 增加至 89.4%,相对增加了 19.5%。

另外,在焊接热循环影响下,随着焊接热输入的增大,热影响区中的回复组织、再结晶组织占比均呈增加趋势:7N01 铝合金母材中再结晶组织占比为 2.0%,0.35 kJ/mm、0.49 kJ/mm 和 0.63 kJ/mm 焊接热输入下热影响区中再结晶组织占比分别增至 2.5%、8.8% 和 12.1%;母材中回复组织占比为 5.7%,0.35 kJ/mm、0.49 kJ/mm 和 0.63 kJ/mm 焊接热输入下热影响区中回复组织占比分别增至 8.1%、

9.5%和13.1%。由于在焊接热循环的作用下,位于热影响区的轧制态晶粒发生回复、再结晶,使变形组织转变为回复组织或再结晶组织,从而使热影响区中回复组织、再结晶组织的占比随之增加,变形组织的占比随之减少。热影响区的峰值温度越高、高温停留时间越长,晶粒发生回复、再结晶程度越高,因此,回复组织和再结晶组织的占比越高,变形组织的占比就越少。当焊接热输入最低(0.35 kJ/mm)时,焊接接头热影响区发生再结晶的程度越低,再结晶组织和回复组织占比最低、变形组织占比最高;焊接热输入最高(0.63 kJ/mm)时,接头热影响区发生再结晶程度越高,再结晶组织和回复组织占比最高、变形组织占比最低;当焊接热输入为0.49 kJ/mm时,由于焊接热输入介于最高和最低之间,因此,再结晶组织、回复组织和变形组织的占比也介于0.35~0.63 kJ/mm之间。

### 2.1.3 焊接热输入对热影响区析出相的影响

图8所示为母材及不同热输入下热影响区的TEM像。7N01铝合金为可热处理强化铝合金,纳米析出相弥散强化是其主要的强化机制<sup>[35]</sup>。由图8(a)可以明显看出,母材中的纳米析出相数量最多、尺寸最小(2~4 nm),且分布比较均匀,整体呈针状或短棒状。由图8(b)~(d)可以看出,相较于7N01铝合金母材,三种焊接热输入下热影响区中的纳米析出相数量呈减少趋势,且尺寸明显粗化,呈粗大的片状或颗粒状,且析出相与 $\alpha(\text{Al})$ 基体的分界更加明显。由图8(e)可以看出,析出相的颗粒主要包含Mg、Zn元素,结合选区电子衍射,可以确定纳米析出相为 $\eta'(\text{MgZn}_2)$ 相。这是由于 $\eta'$ 相是亚稳相,处于热力学不稳定状态,当温度高于180℃时,会溶解在基体中或者发生聚集、转变为尺寸较大的平衡相 $\eta$ <sup>[8]</sup>。在焊接热循环的作用下,三种焊接热输入下热影响区的温度均高于180℃,使得 $\eta'$ 相溶解在 $\alpha(\text{Al})$ 基体中或者聚集长达转变为尺寸较大的平衡相 $\eta$ ,从而出现纳米析出相 $\eta'$ 相的数量减少、尺寸粗化的现象。

不同焊接热输入下热影响区中析出相的溶解程度和粗化程度有所不同,采用0.35 kJ/mm的焊接热输入时,热影响区中析出相溶解程度最低,在 $\alpha(\text{Al})$ 基体中仍然保留一定量的纳米级 $\eta'(\text{MgZn}_2)$

析出相(见图8(b)),析出相粗化程度最小(6~11 nm);采用0.63 kJ/mm的焊接热输入时,热影响区中 $\eta'(\text{MgZn}_2)$ 析出相发生明显溶解,导致 $\alpha(\text{Al})$ 基体中的 $\eta'(\text{MgZn}_2)$ 析出相(见图8(d))显著减少,且析出相明显粗化(17~21 nm);当焊接热输入为0.49 kJ/mm时,热影响区 $\eta'(\text{MgZn}_2)$ 析出相的数量介于0.35 kJ/mm和0.63 kJ/mm之间(见图8(c)),析出相尺寸为14~16 nm。这主要是由于不同的焊接热输入使热影响区经历不同的焊接热循环,从而使热影响区发生不同程度的时效。在三种焊接热输入中,焊接热输入最低(0.35 kJ/mm)时,热影响区的峰值温度最低、高温停留时间最短, $\eta'(\text{MgZn}_2)$ 相溶解时间或聚集长大时间最短,过时效程度最低;而焊接热输入最高(0.63 kJ/mm)时,热影响区的峰值温度最高、高温停留时间最长, $\eta'(\text{MgZn}_2)$ 相向基体溶解时间或聚集长大时间最长,过时效程度最高。

### 2.2 焊接热输入对焊接热循环的影响

采用热电偶测温的方式对不同焊接热输入下的热影响区热循环曲线进行定点测量。热电偶测温点选择距离立板上边缘25 mm处,热电偶测温点及焊接热循环测温结果如图9所示(图中L1、L2、L3、L4、L5、L6分别代表第一道、第二道、第三道、第四道、第五道、第六道焊缝)。测温点位置如图9(a)所示,图9(b)~(d)分别为0.35 kJ/mm、0.49 kJ/mm和0.63 kJ/mm焊接热输入下热影响区焊接热循环曲线。从图9中可以看出,优化焊接热输入对热影响区焊接热循环影响显著,随着焊接线能量的降低,热影响区峰值温度逐渐降低,高温停留时间逐渐减少。当焊接热输入为0.63 kJ/mm时,热影响区峰值温度最高(为337℃);当焊接热输入为0.35 kJ/mm时,焊接接头热影响区峰值温度最低(为249℃);当焊接热输入为0.49 kJ/mm时,热影响区的峰值温度为284℃,介于249℃和337℃之间。这主要是由于通过降低单道焊接线能量降低了对焊缝的实际热输入,从而降低了热影响区的峰值温度和高温停留时间。

因此,在本文作者选用的三种焊接热输入下,通过增加焊接道次、降低单道焊接线能量,可以减

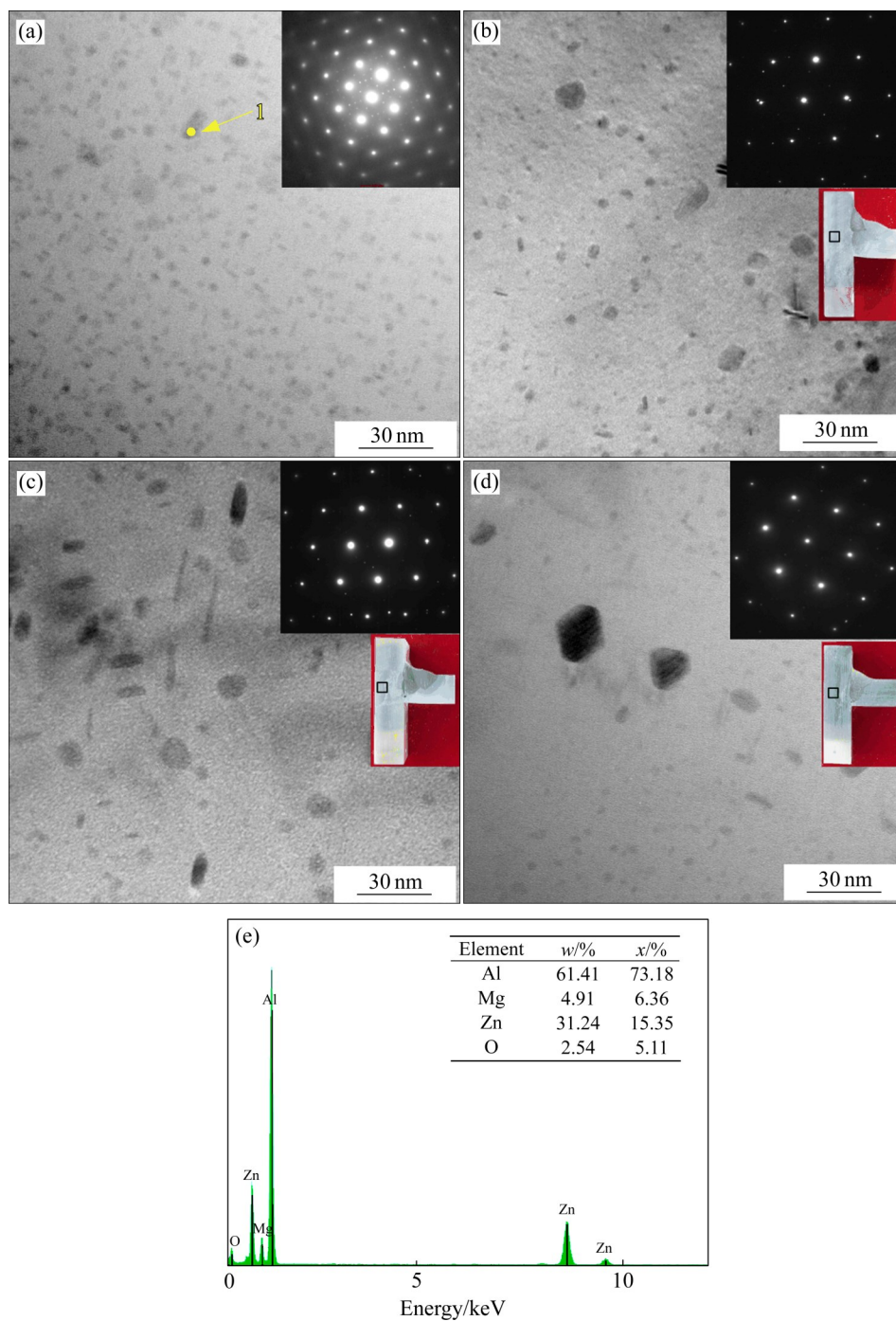


图8 不同热输入下热影响区的明场TEM像及EDS分析结果

**Fig. 8** Bright-field TEM images and EDS analysis results of HAZ at different heat inputs: (a) Base metal; (b) 0.35 kJ/mm; (c) 0.49 kJ/mm; (d) 0.63 kJ/mm; (e) EDS analysis of point 1 in Fig. (a)

少热影响区的峰值温度和高温停留时间。当焊接线能量由0.63 kJ/mm降低至0.35 kJ/mm时，热影响区峰值温度由337 °C降低至249 °C，降低了35.3%。通过降低热影响区的过热程度，改善热影响区过时效及回复、再结晶程度，从而实现“软化区”的强化。

## 2.3 焊接热输入对热影响区微区力学性能的影响

### 2.3.1 焊接热输入对热影响区显微硬度的影响

7N01 铝合金母材及不同焊接热输入下热影响区的显微硬度测试结果如图10所示。由图10可以看出，三种焊接热输入下热影响区的显微硬度曲线整体呈“∩”形，硬度最低值出现在距离焊缝区较

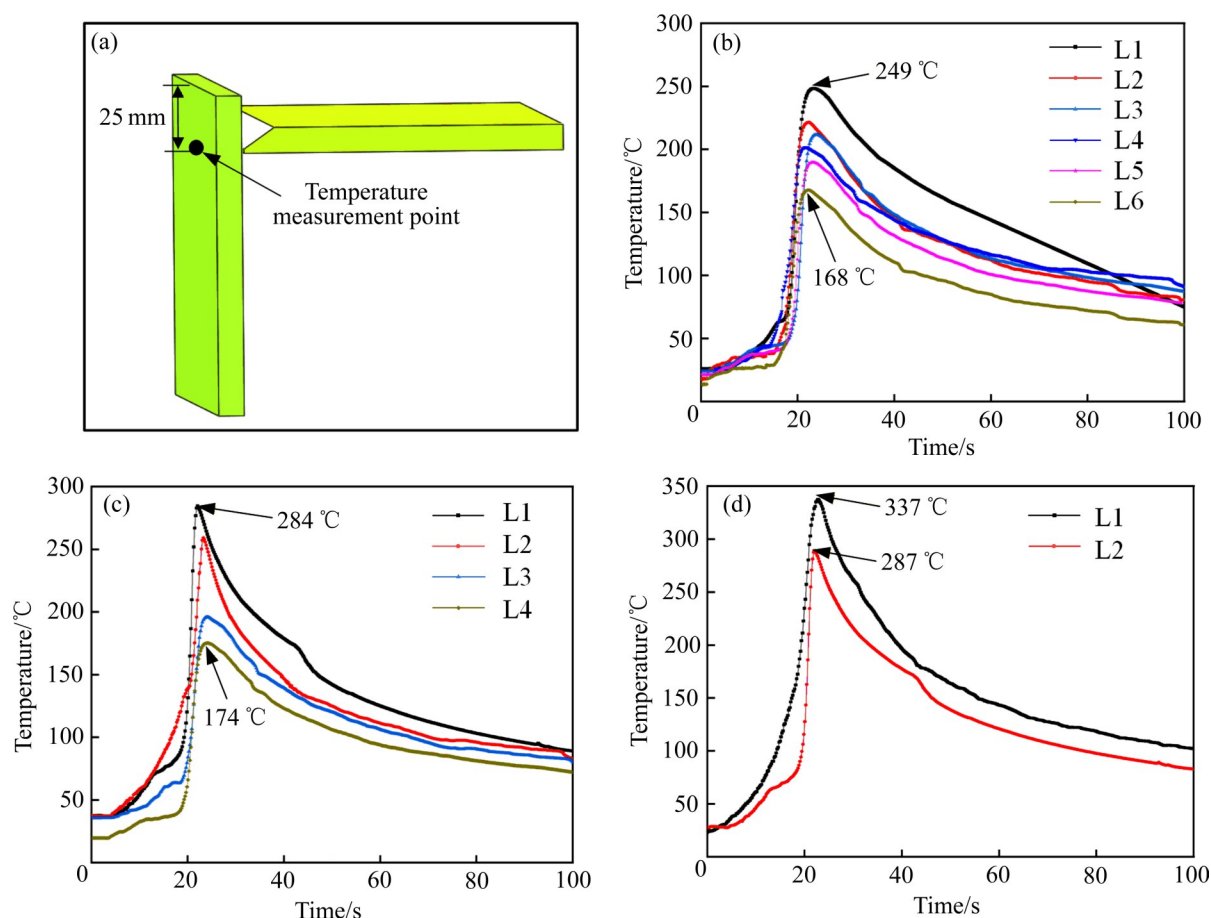


图9 不同焊接热输入下热影响区的焊接热循环曲线

Fig. 9 Jointing thermal cycle curves of HAZ at different heat inputs: (a) Temperature measurement point; (b) 0.35 kJ/mm; (c) 0.49 kJ/mm; (d) 0.63 kJ/mm

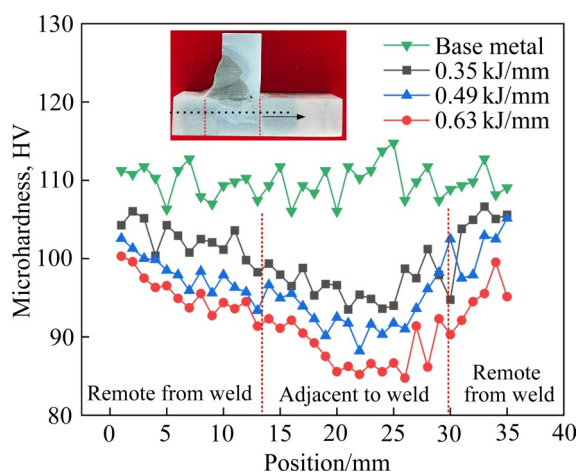


图10 不同热输入下热影响区的显微硬度分布曲线

Fig. 10 Microhardness distribution curves of HAZ at different heat inputs

近的热影响区, 且靠近焊缝热影响区的显微硬度值最低, 两侧远离焊缝热影响区的显微硬度值较高。主要是由于这些区域与焊接热源的距离不同, 导致

这些区域经历不同的焊接热循环: 靠近焊缝侧的热影响区与焊接热源距离较近, 该区域焊接峰值温度较高, 且高温停留时间较长, 过时效程度就越大, 硬度值就越小; 远离焊缝侧的热影响区与焊接热源的距离较远, 该区域峰值温度相对较低, 高温停留时间相对就越短, 过时效程度就越小, 因而硬度较相对就越高。

另外, 随着焊接热输入的增大, 热影响区的显微硬度逐渐降低: 7N01 铝合金母材的显微硬度值约为 110HV, 而 0.35 kJ/mm、0.49 kJ/mm 和 0.63 kJ/mm 焊接热输入下热影响区的显微硬度最低值分别为 95HV、89HV 和 85HV。这表明控制焊接热输入可以有效改善热影响区软化程度, 当焊接线能量由 0.63 kJ/mm 降低至 0.35 kJ/mm 时, 热影响区软化最严重位置的显微硬度值由 85HV 提高至 95HV, 相对增加了 11.7%。

### 2.3.2 焊接热输入对热影响区微区拉伸性能的影响

为了进一步揭示焊接热输入对热影响区微区力学性能的影响,本文对不同焊接热输入下的热影响区微区拉伸强度进行测试,微区拉伸的取样位置和测试结果如图11所示。由图11可以看出,与显微硬度曲线呈现相似的变化趋势,三种焊接热输入下的7N01铝合金T型接头热影响区的微区拉伸性能同样呈“∩”形,靠近焊缝的热影响区微区拉伸性能最低,远离焊缝的热影响区微区拉伸性能相对较高。由于不同区域与焊接热源的距离不同所致,使得这些区域经历不同的焊接热循环,从而发生不同程度时效。另外,与母材的微区拉伸强度相比,三种焊接热输入下的热影响区均出现强度损失现象:0.35 kJ/mm、0.49 kJ/mm和0.63 kJ/mm焊接

热输入下热影响区微区拉伸强度最低值分别为281.6 MPa、255.2 MPa、239.7 MPa。

不同焊接热输入下的热影响区的微区拉伸应力-应变曲线如图12所示,微区拉伸试样的取样位置为热影响区软化最严重的位置。由图12可以看出,通过控制单道焊接线能量可以有效改善热影响区的强度损失问题:当焊接热输入由0.63 kJ/mm降低至0.35 kJ/mm时,软化最严重位置的微区拉伸强度由239.7 MPa提高至281.6 MPa,相对提升了17.5%,达到母材的81.1%。

### 2.3.3 焊接热输入对热影响区微区拉伸断口形貌的影响

图13所示为不同焊接热输入下热影响区的微区拉伸断口形貌。由图13可以看出,不同热输入条件下的断口中均可见一定数量的韧窝,但不同热

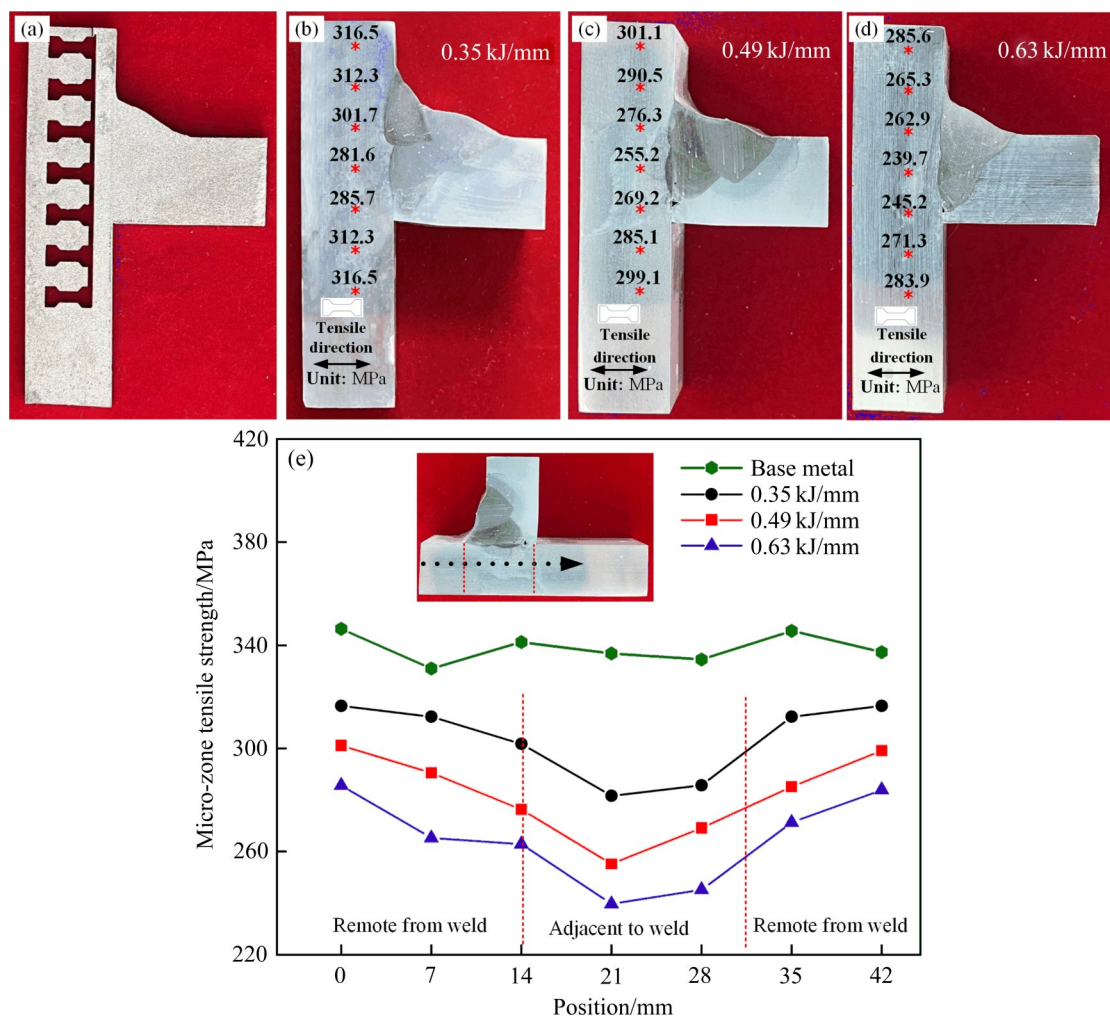


图11 不同热输入下热影响区的微区拉伸强度

Fig. 11 Micro-zone tensile strength of HAZ at different heat inputs: (a) Position of micro-zone tensile specimen; (b) 0.35 kJ/mm; (c) 0.49 kJ/mm; (d) 0.63 kJ/mm; (e) Micro-zone tensile strength

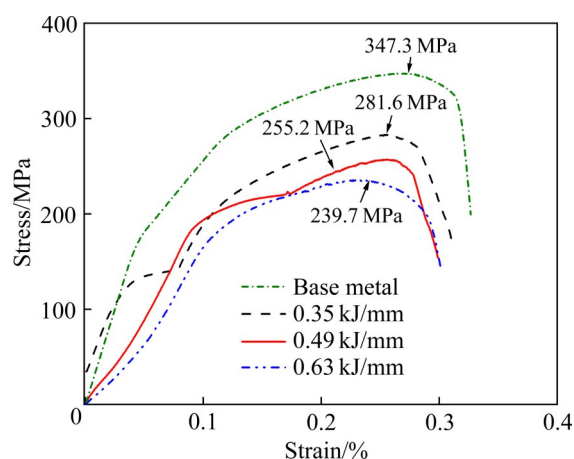


图 12 不同热输入下热影响区的微区拉伸应力-应变曲线

Fig. 12 Micro-zone tensile strain-stress curves of HAZ at different heat inputs

输入下断口中韧窝的形状和尺寸不同: 随着焊接热输入的降低, 断口中韧窝的数量逐渐增加并且愈加致密。图 13(b)所示为焊接热输入 0.35 kJ/mm 时热影响区微区的拉伸断口形貌。由图 13(b)可以看出, 断口韧窝数量较多, 接头具有较好的韧性和强度, 这主要是由于焊接热输入 0.35 kJ/mm 时, 热影响区过时效程度及回复、再结晶程度较低; 图 13(f)所示为焊接热输入 0.65 kJ/mm 时热影响区的微区拉伸断口形貌, 断口韧窝较浅且分布相对较稀疏, 接头的韧性和强度较低, 主要是由于焊接热输入为 0.65 kJ/mm 时, 热影响区过时效程度及回复和再结晶程度较高。图 13(d)所示为焊接热输入 0.49 kJ/mm 时热影响区的微区拉伸断口形貌, 可以看出韧窝的数量和尺寸介于 0.35 kJ/mm 和 0.63 kJ/mm 之间, 其热影响区过时效程度也是介于两者之间。

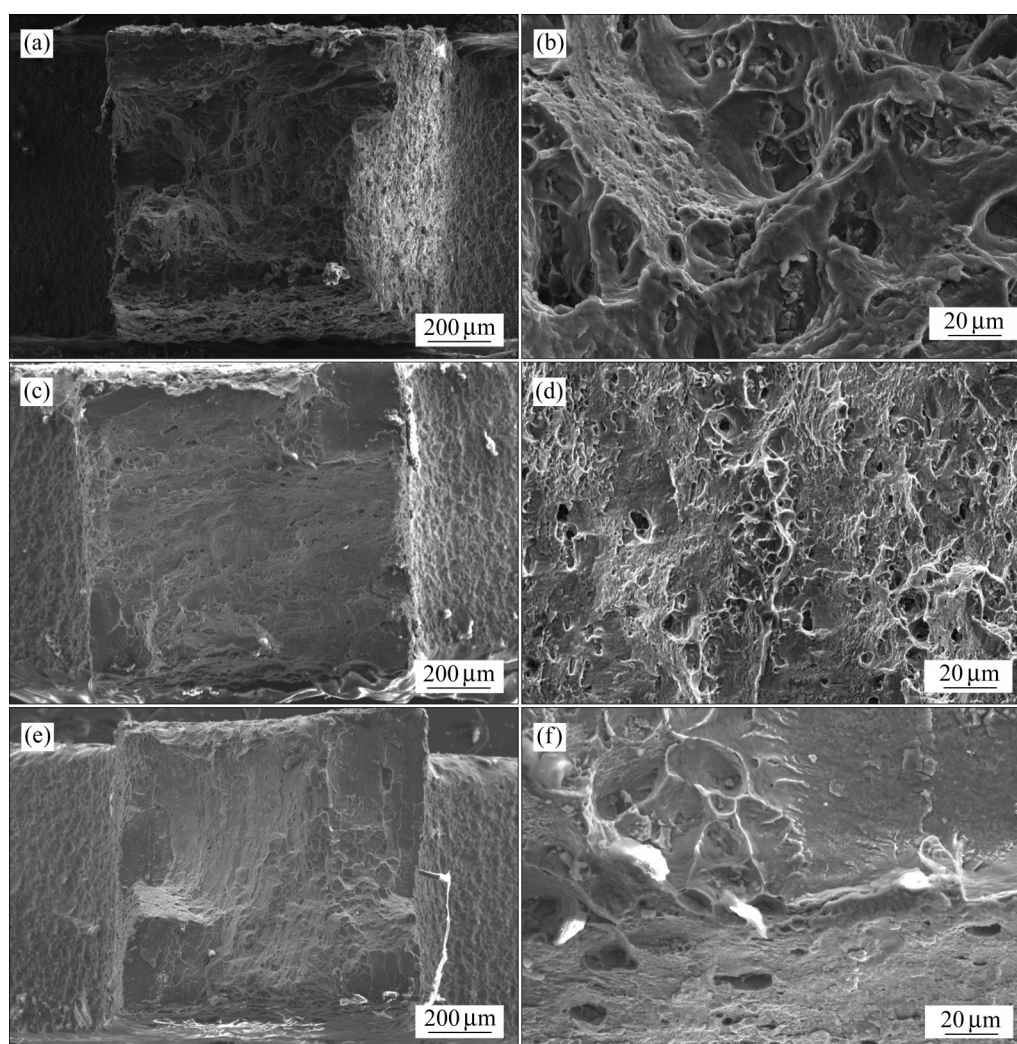


图 13 不同热输入下的热影响区微区拉伸断口形貌

Fig. 13 Micro-zone tensile fracture morphologies of HAZ at different heat inputs: (a), (b) 0.35 kJ/mm; (c), (d) 0.49 kJ/mm; (e), (f) 0.63 kJ/mm

### 3 结论

1) 控制焊接热输入可以有效抑制 7N01 铝合金焊接热影响区中  $\eta'$  ( $\text{MgZn}_2$ ) 强化相的粗化以及变形组织占比的降低。当焊接热输入由 0.63 kJ/mm 降低至 0.35 kJ/mm 时, 热影响区中  $\eta'$  ( $\text{MgZn}_2$ ) 析出相的溶解和粗化得到有效改善, 且变形组织占比由 74.8% 提高至 89.4%, 提升幅度为 19.5%。

2) 控制焊接热输入可以有效改善因“热影响区软化”导致的强度损失问题。当焊接线热输入由 0.63 kJ/mm 降低至 0.35 kJ/mm 时, 热影响区软化最严重位置的微区拉伸强度由 239.7 MPa 提升至 281.6 MPa, 达到母材强度的 81.1%, 提升幅度为 17.5%。

3) 控制焊接热输入降低了热影响区的峰值温度和高温停留时间, 抑制了纳米级  $\eta'$  ( $\text{MgZn}_2$ ) 强化相的溶解和粗化, 同时减少了变形组织的占比, 是改善“热影响软化区”力学性能的主要原因。

### REFERENCES

- [1] LI S K, LI L X, HE H, et al. Influence of dynamic recrystallization on microstructure and mechanical properties of welding zone in Al-Mg-Si aluminum profile during porthole die extrusion[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2019, 29(9): 1803–1815.
  - [2] HUANG L J, WU D S, HUA X M, et al. Effect of the welding direction on the microstructural characterization in fiber laser-GMAW hybrid welding of 5083 aluminum alloy[J]. Journal of Manufacturing Processes, 2018, 31: 514–522.
  - [3] ZHANG M H, LIU S D, JIANG J Y, et al. Effect of Cu content on intergranular corrosion and exfoliation corrosion susceptibility of Al-Zn-Mg-(Cu) alloys[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2023, 33(7): 1963–1976.
  - [4] 张新, 骆宗安, 刘照松, 等. 7050 铝合金复合板界面处微观组织和力学性能[J]. 中国有色金属学报, 2023, 33(11): 3558–3568.
  - [5] 王伟, 张勇, 余敏, 等. 从航空看轨道交通高强铝合金的发展趋势[J]. 材料导报, 2018, 32(S1): 415–418.
  - [6] 王紫燕, 杨昭, 谭力筋, 等. 微量 Zr 对 Al-Mg-Si 合金时效析出过程的影响[J]. 中国有色金属学报, 2025, 35(8): 2575–2587.
  - [7] 邓鑫, 金文福, 齐芃芃, 等. 轨道交通用 7xxx 系铝合金接头组织性能浅析[J]. 有色金属加工, 2022, 51(6): 15–18, 57.
  - [8] 沈顾伟, 陈小林, 闫捷, 等. Al-Mg-Zn-Cu 合金时效过程中的显微组织、力学性能及其强化机制[J]. 中国有色金属学报, 2023, 33(12): 4002–4012.
  - [9] JIN T T, CUI X H, QI C Y, et al. Development of a novel nonrigid support friction stir welding repair robot for aluminum alloy train[J]. Industrial Robot: The International Journal of Robotics Research and Application, 2024, 51(3): 490–500.
  - [10] FAN C H, LI Y H, WU Q, et al. Effect of cold rolling deformation on microstructure evolution and mechanical properties of spray formed Al-Zn-Mg-Cu-Cr alloys[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2024, 34(8): 2442–2454.
  - [11] 杨世森, 邢健瑞, 王正宇, 等. 7075 铝合金深冷轧制及时效处理微观组织和性能[J]. 中国有色金属学报, 2023, 33(11): 3503–3524.
- alloy clad plates[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2023, 33(11): 3558–3568.
- WANG W, ZHANG Y, YU M, et al. Development trend of high strength aluminum alloys for rail transit from the perspective of its application in aviation[J]. Materials Reports, 2018, 32(S1): 415–418.
- WANG Z Y, YANG Z, TAN L J, et al. Effect of trace Zr element on evolution of precipitated phases during ageing of Al-Mg-Si alloys[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2025, 35(8): 2575–2587.
- SHEN G W, CHEN X L, YAN J, et al. Microstructure, mechanical properties and strengthening mechanism of Al-Mg-Zn-Cu alloy during aging process[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2023, 33(12): 4002–4012.
- YANG S S, XING J R, WANG Z Y, et al. Microstructure evolution and mechanical properties of AA7075 sheets via cryorolling and ageing[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2023, 33(11): 3503–3524.

- [12] 马寅, 张志毅, 韩晓辉, 等. 修复次数对6082铝合金焊接接头残余应力的影响[J]. 中国有色金属学报, 2023, 33(10): 3185–3194.
- MA Y, ZHANG Z Y, HAN X H, et al. Influence of repair welding times on residual stresses of 6082 aluminum alloy welded joint [J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2023, 33(10): 3185–3194.
- [13] 周书蔚, 杨冰, 王超, 等. 机器学习法预测不同应力比6005A-T6铝合金疲劳裂纹扩展速率[J]. 中国有色金属学报, 2023, 33(8): 2416–2427.
- ZHOU S W, YANG B, WANG C, et al. Fatigue crack growth rate estimation of 6005A-T6 aluminum alloys with different stress ratios using machine learning methods[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2023, 33(8): 2416–2427.
- [14] 方振邦, 张志强, 李颖, 等. 7N01S-T5铝合金厚板摩擦搅拌焊接头的晶间腐蚀行为[J]. 材料导报, 2019, 33(1): 304–308.
- FANG Z B, ZHANG Z Q, LI Y, et al. Intergranular corrosion behavior of the friction-stir-welded joint of 7N01S-T5 aluminum alloy plate[J]. Materials Reports, 2019, 33(1): 304–308.
- [15] PAN Y Z, WANG Y, GUO F Q, et al. Stress corrosion behavior of friction stir welding joint of 7N01 aluminum alloy[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2021, 15: 1130–1144.
- [16] ZHANG Z Q, HE C S, LI Y, et al. Effects of ultrasonic assisted friction stir welding on flow behavior, microstructure and mechanical properties of 7N01-T4 aluminum alloy joints[J]. Journal of Materials Science and Technology, 2020, 43(C): 1–13.
- [17] WEI P, WU M F, LIU D S, et al. Effect of welding wires on root bend property of MIG-welded 7N01-T4 aluminium alloy joints[J]. Journal of Adhesion Science and Technology, 2023, 37(8): 1326–1344.
- [18] 杨振东, 康铭, 徐伍刚, 等. 时效制度对7N01铝合金焊接接头组织和性能的影响[J]. 热处理技术与装备, 2020, 41(2): 45–50.
- YANG Z D, KANG M, XU W G, et al. Effect of aging system on microstructure and properties of 7N01 aluminum alloy welded joints[J]. Heat Treatment Technology and Equipment, 2020, 41(2): 45–50.
- [19] WANG D, WANG S, WANG Q, et al. Improving fatigue life of 7N01 Al alloy weld by surface spinning strengthening[J]. Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures, 2021, 44(10): 2597–2609.
- [20] 韩晓辉, 李帅贞, 吴来军, 等. 表层组织状态对6005A铝合金MIG焊接头液化裂纹及疲劳性能的影响[J]. 焊接学报, 2022, 43(5): 14–20.
- HAN X H, LI S Z, WU L J, et al. Effects of surface layer microstructure on liquation crack and fatigue properties of 6005A aluminum alloy MIG joints[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2022, 43(5): 14–20.
- [21] XU G F, LIU L, DENG Y, et al. Microstructure characteristics and corrosion behavior of metal inert gas welded dissimilar joints of 6005A modified by Sc and 5083 alloys[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2025, 35(1): 60–76.
- [22] YUAN T, LUO Z, KOU S. Grain refining of magnesium welds by arc oscillation[J]. Acta Materialia, 2016, 116: 166–176.
- [23] YANG J H, JI P F, WU L Y, et al. MIG welding microstructure, residual stress and mechanical properties of powder metallurgy 7A52 aluminum alloys[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2025, 35(8): 2500–2520.
- [24] 路浩. 高速列车用厚板铝合金CMT焊接工艺[J]. 焊接学报, 2015, 36(4): 75–78, 117.
- LU H. CMT welding technology of thick aluminum alloy plates for high speed train[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2015, 36(4): 75–78, 117.
- [25] WU L J, HAN X H, MA G L, et al. Effects of welding layer arrangement on microstructure and mechanical properties of gas metal arc welded 5083/6005A aluminium alloy butt joints[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2023, 33(6): 1665–1676.
- [26] 王富义, 熊浩, 彭超, 等. 多道焊接热循环对6082-T6铝合金接头热影响区显微组织及力学性能的影响[J]. 机械工程材料, 2024, 48(11): 45–54.
- WANG F X, XIONG H, PENG C, et al. Effect of multiple welding thermal cycling on microstructure and mechanical properties of heat affected zone of 6082-T6 aluminum alloy joint[J]. Materials for Mechanical Engineering, 2024, 48(11): 45–54.
- [27] 李帅贞, 韩晓辉, 吴来军, 等. 层道排布对6005A铝合金MIG焊接头微观组织及力学性能的影响[J]. 材料导报, 2022, 36(17): 21060094.
- LI S Z, HAN X H, WU L J, et al. Effect of layer arrangement on microstructure and mechanical properties of 6005A aluminum alloy MIG joints[J]. Materials Reports, 2022, 36(17): 21060094.

- [28] 金聪聪, 黄立兵, 黄文彬, 等. 新型铝合金 MIG 焊接头微观组织与力学性能[J]. 焊接学报, 2024, 45(7): 74–82.
- JIN C C, HUANG L B, HUANG W B, et al. Microstructure and mechanical properties of new aluminum alloy MIG welded joint[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2024, 45(7): 74–82.
- [29] 宋 刚, 刘振夫, 程继文, 等. 6061-T6 铝合金激光诱导电弧焊轧复合成形组织性能[J]. 航空学报, 2022, 43(2): 625880.
- SONG G, LIU Z F, CHENG J W, et al. Microstructure and properties of welding-rolling composite forming for 6061-T6 aluminum alloy by laser induced arc welding[J]. Acta Aeronautica et Astronautica Sinica, 2022, 43(2): 625880.
- [30] CHENG J W, ZHANG Z D, DONG X N, et al. A novel post-weld composite treatment process for improving the mechanical properties of AA 6061-T6 aluminum alloy welded joints[J]. Journal of Manufacturing Processes, 2022, 82: 15–22.
- [31] 王 敏, 李 悦, 王建峰, 等. 2219 铝合金激光镜像立向焊接过程中匙孔稳定性[J]. 中国有色金属学报, 2023, 33(12): 4027–4038.
- WANG M, LI Y, WANG J F, et al. Keyhole stability of 2219 aluminum alloy laser mirror vertical welding[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2023, 33(12): 4027–4038.
- [32] 马晓光, 曾元松, 蔡彦岑, 等. 不同时效制度对铝锂合金力学性能与微观组织的影响[J]. 中国有色金属学报, 2023, 33(9): 2787–2800.
- MA X G, ZENG Y S, CAI Y C, et al. Effects of different aging treatments on properties and microstructure of Al-Li alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2023, 33(9): 2787–2800.
- [33] 李念奎, 凌 杲, 聂 波, 等. 铝合金材料及其热处理技术[M]. 北京: 冶金工业出版社, 2012.
- LI N K, LING G, NIE B, et al. Aluminum alloy material and its heat treatment technology[M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2012.
- [34] 范才河, 毛焱晶, 刘俊伟, 等. 高 Zn 含量超高强 Al-Zn-Mg-Cu 合金强韧化研究现状及发展趋势[J]. 中国有色金属学报, 2025, 35(2): 439–464.
- FAN C H, MAO Y J, LIU J W, et al. Research status and development trend of strengthening and toughening Al-Zn-Mg-Cu alloy with high Zn content and ultra-high strength[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2025, 35(2): 439–464.
- [35] 朱 钦, 麻彦龙, 谭巧缘, 等. 7050 铝合金的显微组织、腐蚀行为及其调控研究现状与展望[J]. 中国有色金属学报, 2023, 33(11): 3525–3546.
- ZHU Q, MA Y L, TAN Q Y, et al. Research status and prospect of microstructure, corrosion behavior and their regulation of 7050 aluminum alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2023, 33(11): 3525–3546.

## Effect of heat input on microstructure and mechanical properties of MIG welding heat-affected zone of 7N01 aluminum alloy

MA Guolong<sup>1</sup>, HAN Xiaohui<sup>1</sup>, WU Laijun<sup>2,3</sup>, LIN Danyang<sup>2,3</sup>, LI Shuaizhen<sup>1</sup>, SONG Xiaoguo<sup>2,3</sup>, FENG Jicai<sup>2,3</sup>

(1. Technical Engineering Department, CRCC Qingdao Sifang Co., Ltd., Qingdao 266111, China;

2. State Key Laboratory of Precision Welding and Joining of Materials and Structures,

School of Materials Science and Engineering, Harbin Institute of Technology, Harbin 150001, China;

3. Shandong Provincial Key Laboratory of Special Welding Technology,

School of Materials Science and Engineering, Harbin Institute of Technology at Weihai, Weihai 264209, China)

**Abstract:** In order to investigate the influence of heat input on the microstructure and properties of the heat-affected zone in 7N01 aluminum alloy, T-joint specimens were prepared using gas metal arc welding under three different heat inputs of 0.35 kJ/mm, 0.49 kJ/mm and 0.63 kJ/mm. The microstructural evolution and micromechanical properties of the heat-affected zone were analyzed through transmission electron microscopy, electron backscatter diffraction, micro-tensile testing and microhardness testing. The results show that, reducing the welding heat input is an effective means of suppressing the softening phenomenon in the weld heat-affected zone of the 7N01 aluminum alloy, thereby enhancing its micro-mechanical properties. When the welding heat input is reduced from 0.63 kJ/mm to 0.35 kJ/mm, the micro-hardness of the heat-affected zone increases from 85HV to 95HV (increased by 11.7%), the micro-tensile strength increases from 239.7 MPa to 281.6 MPa (increased by 17.5%). The softened zone of the heat-affected zone improves by controlling the welding heat input, because the lower heat input can suppress the dissolution and coarsening of nano-sized  $\eta'$  ( $\text{MgZn}_2$ ) strengthening phases and grain growth, while also refine the deformed microstructure. This collectively leads to the strengthening of the softened zone.

**Key words:** 7N01 aluminum alloy; welding heat input; heat-affected zone; joint softening; MIG welding

**Foundation item:** Project(2023YFB3710404) supported by the National Key Research and Development Program of China; Project(ZR2023JQ021) supported by the Natural Science Foundation of Shandong Province, China

**Received date:** 2025-07-02; **Accepted date:** 2025-12-26

**Corresponding author:** HAN Xiaohui; Tel: +86-13793237339; E-mail: 13793237339@139.com

(编辑 李艳红)