

# 固溶时效处理对 7A52 铝合金 CMT+P 焊接接头组织及性能的影响

刘洪旭<sup>1,2</sup>, 王艳杰<sup>3</sup>, 刘峰<sup>1</sup>, 赵琳<sup>2</sup>, 田志凌<sup>2</sup>

(1. 辽宁石油化工大学 机械工程学院, 辽宁 抚顺 113001)

(2. 钢铁研究总院 焊接所, 北京 100081)

(3. 北华航天工业学院 材料工程学院, 河北 廊坊 065000)

**摘要:** 采用冷金属过渡+脉冲焊接 (CMT+P) 方法对 7A52 铝合金进行焊接实验, 研究不同热处理工艺对焊接接头显微组织及力学性能的影响。结果表明, 焊缝区由树枝晶或等轴树枝晶为主的显微组织经热处理后均已转变为等轴晶, 但 AA (人工时效) 试样的晶粒组织和第二相尺寸更加粗大且晶界存在偏析现象。T6 (固溶+人工时效) 试样的焊缝区析出相数量多于 AA 试样, 而且热影响区的  $\eta'$ (MgZn<sub>2</sub>) 强化相尺寸以及无沉淀析出带宽度均减小。AA 和 T6 试样的接头强度分别达到 315 和 356 MPa, AA 试样对接头力学性能提升有限, T6 试样相比于 AW(焊态)试样提高了约 14.10%, AA 试样的微观断口主要表现为韧窝型穿晶断裂, 而 T6 试样断口中的韧窝数量明显减少, 取而代之是无特征的平台, 此时接头以穿晶+沿晶的脆性混合断裂为主。

**关键词:** CMT+P 焊接; 7A52 铝合金; 固溶时效; 显微组织; 力学性能

中图分类号: TG456; TG146.21

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2023)05-1905-10

7A52 铝合金是以 Zn 和 Mg 为主要强化元素的铝合金, 该合金强化机制为时效强化, 经轧制、固溶及时效处理后, 可以获得综合性能优良的板材, 现已广泛应用于众多制造领域<sup>[1-3]</sup>。但传统随性气体保护电弧焊 (metal inert gas arc welding, MIG) 焊接由于热输入过大会导致铝合金焊接接头力学性能较差, 而降低热输入不仅会降低焊接效率, 而且会导致焊接过程不稳定、飞溅较大以及气孔率较高等诸多问题。而后续研发的冷金属过渡技术<sup>[4-5]</sup> (cold metal transfer, CMT) 虽然在相同焊接参数下的总热输入远低于 MIG 焊接, 避免晶粒粗大以及元素烧损, 但是较低的热输入也会带来熔深和熔覆效率偏低等问题, 使其无法满足中厚板铝合金的焊接要求。为解决上述问题, Fronius 公司于 2012 年提出了一种新的焊接方法, 即冷金属过渡+脉冲焊接 (CMT+P)。大量的文献<sup>[6-8]</sup>已经对 CMT+P 焊接工艺的热输入进行了研究, 表明该工艺的热输入可以通过 CMT 和脉冲 MIG 两者波形比例进行自由调整, 实现对焊接热输入的精确控制, 避免因焊接参数的调整造成不稳定的熔滴过渡, 从而使焊接过程更加稳定可控。

7xxx 系铝合金作为可热处理强化铝合金, 在焊接

后可以通过热处理工艺调控析出相的种类、分布以及数量, 从而有效提高接头性能。目前已有大量研究人员对此进行了细致的研究, Temmar 等人<sup>[9]</sup>研究焊后热处理对 TIG 焊接 7075 超硬铝接头强度的影响, 结果发现焊缝区及热影响区的强化行为与热影响区的溶解、回复和析出过程的平衡有关。王旭等<sup>[10]</sup>则对 7449 铝合金进行激光电弧复合焊接并对接头进行 475 °C/1 h+120 °C/24 h 的焊后固溶时效处理。结果表明, 接头经焊后热处理, 其强度和延伸率分别提高约 26.05% 和 4.0%。廖泽鑫等<sup>[11]</sup>对 7046 铝合金进行搅拌摩擦焊接并对焊接接头进行人工时效, 研究了焊后时效对接头力学性能的影响。最终发现时效可以使接头区域的晶内 GPI 区转变成具有更好强化效果的  $\eta'$  亚稳相, 使接头的硬度和强度提高, 焊接系数达到 96.0%。

虽然已有文献对采用不同焊接方法焊接 7xxx 系铝合金的焊接接头进行热处理工艺研究, 但目前关于高强度中厚板 7A52 铝合金 CMT+P 焊接接头焊后热处理工艺的研究还比较少, 而且关于时效前有无固溶处理对接头组织和性能的具体影响规律也鲜有报道。故采用 CMT+P 焊接方法对 20 mm 厚 7A52 铝合金板进行对接

收稿日期: 2022-08-24

基金项目: 国防基础科研项目 (JCKY2018512B001)

作者简介: 刘洪旭, 男, 1997 年生, 硕士, 辽宁石油化工大学机械工程学院, 辽宁 抚顺 113001, E-mail: 18840676570@163.com

焊实验, 并对接头进行焊后热处理, 研究不同热处理工艺对焊接接头显微组织及力学性能的影响, 为 7A52 铝合金 CMT+P 焊接接头焊后热处理提供依据。

## 1 实验

焊接所用母材为 7A52 铝合金轧制板材, 板材尺寸规格为 250 mm×125 mm×20 mm, 焊接方向垂直于轧制方向, 热处理状态为固溶+人工时效(T6)。焊接所用的焊丝为直径 1.2 mm 的 ER5087 焊丝, 母材和焊丝的化学成分如表 1 所示。

采用 CMT+P 焊接对 20 mm 厚 7A52 铝合金板进行对接焊实验, 焊接设备由 Fronius TPS4000 CMT Advanced 焊机和 ABB 六轴联动机器人组成, 焊接前对试板坡口进行打磨, 去掉表面氧化皮并用丙酮进行清洗, 采用角度为 60°的 V 形坡口, 采用氦氩 1:1 混合 (50%He+50%Ar) 的保护气体, 层间温度控制在 60℃左右, 焊接设备焊接工艺参数如表 2 所示。焊接完成后通过 2 种热处理方式对接头进行焊后热处理工艺研究, 其中人工时效 (AA): 120℃/24 h, 固溶+人工时效 (T6): 470℃/1 h+120℃/24 h。

焊后分别对 2 种模式的焊接接头进行组织与性能分析。试样均在接头横截面方向截取, 金相试样经过研磨抛光后采用 Keller 试剂 (HF:HCl:HNO<sub>3</sub>:H<sub>2</sub>O=1:1.5:2.5:95) 进行腐蚀, 腐蚀时间大约为 1.5 min, 腐蚀后的接头显微组织采用 Leica DMIL LED 显微镜进行观察; TEM 观察在 Tecnai G2-F20 型透射电子显微镜上进行, 试样经机械减薄后, 再双喷减薄, 双喷腐蚀液采用体积比为 3:7 的 HNO<sub>3</sub>+CH<sub>3</sub>OH 溶液, 温度为 -25~-30℃; 采用配有能谱仪 (EDS) 探头的 Quanta650 场发射扫描电镜对拉伸断口形貌、断口第二相粒子成分以及焊缝析出相进行观察与分析, 采用 Image-Pro Plus (IPP) 软件对杂质相数量及尺寸进行统计。室温拉伸力学性能测试在万能拉伸试验机上进行, 拉伸测试标准采用 GB/T228.1-2010, 试样尺寸如图 1 所示, 拉伸速度为 2 mm/min, 拉伸方向垂直于焊缝轴线方向; 采用自动维氏显微硬度计测量焊接接头的显微硬度, 从焊缝中心开始向右侧母材逐点(间隔 0.5 mm)测量, 其维氏硬度加载载荷为 200 g, 加载时间为 10 s。

表 1 7A52 铝合金与 5087 焊丝的化学成分

Alloy	Zn	Mg	Cu	Mn	Cr	Fe	Si	Zr	Al
7A52	4.39	2.44	0.17	0.40	0.15	0.13	0.04	0.11	Bal.
5087	0.02	4.59	0.02	0.75	0.06	0.16	0.05	0.13	Bal.

表 2 7A52 铝合金 CMT+P 焊接工艺参数

Table 2 CMT+P welding process parameters of 7A52 aluminum alloy

Welding current/A	Welding voltage/V	Welding speed/m·min <sup>-1</sup>	Argon gas flow/L·min <sup>-1</sup>
220-240	21.9-22.4	0.36	18

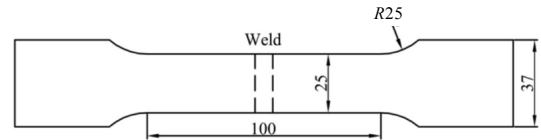


图 1 拉伸试样尺寸

Fig.1 Tensile specimen size

## 2 结果与分析

### 2.1 宏观形貌

图 2 分别为焊态 (AW)、人工时效 (AA) 以及固溶+人工时效 (T6) 3 种不同热处理工艺下接头宏观截面形貌。从图中可以发现, 焊接接头无明显焊接缺陷, 不同试样除颜色略有不同外并无其他明显区别, 这说明采用不同焊后热处理工艺并不会对接头整体宏观形貌有所影响。

### 2.2 显微组织形貌

图 3 为不同处理状态下焊接接头焊缝及熔合线附近区域的微观组织形貌, 其中焊缝金相组织均取自图 3 中的接头焊缝及熔合线中心的同一区域, 其中弥散分布在晶内和晶界处的黑色物质为腐蚀坑, 这是由于接头形成的析出相在腐蚀过程中优先溶解形成。从图 3a~3c 中可以看出, 经过不同热处理工艺处理后, AW 试样原本以树枝晶或等轴树枝晶为主的显微组织均已转变为等轴晶, 但经过人工时效处理后, AA 试样的晶粒组织和第二相尺寸明显更加粗大, 且晶界存在偏析现象, 合金元素分布不均将影响析出相的分布, 使其弥散强化效果不明显, 最终造成焊缝区的晶粒尺寸有所长大。从图 3c 中可以发现, T6 试样的晶界更加清晰、第二相尺寸较小并且分布也比较均匀。主要原因在于, 经人工时效处理后, 大部分合金元素存在于平衡相中, 基体固溶度不高且合金元素也易于偏聚, 而经过固溶处理的 T6 试样, 合金当中的析出相大部分溶解到 α(Al)基体当中, 使基体内的合金元素增多, 所以固溶处理可以消除偏析并使析出相回溶, 从而使接头组织更加均匀。此外与 AW 试样相比, T6 试样的焊缝晶粒尺寸没有明显长大, 这是因为固溶时效后大量析出的强化相对晶界钉扎作用的结果。

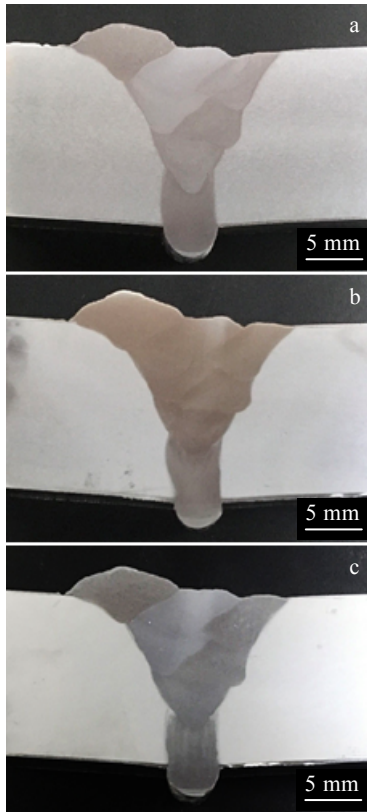


图 2 焊接接头宏观截面形貌

Fig.2 Macro section morphology of AW (a), AA (b), and T6 (c) welded joints

从图 3d~3f 可以看出，不同试样的熔合线附近组织同样略有差异，其中 AW 试样的热影响区柱状晶晶

界不太明显，经过 T6 热处理后的接头组织更加均匀，而经人工时效处理后的 AA 试样，部分熔化区 (PMZ) 组织以及第二相尺寸均更加粗大，表明熔合线附近的晶界也存在偏析现象，以上结果均与焊缝区保持一致。

### 2.3 物相分析

图 4 为焊接接头焊缝区扫描电镜二次电子微观组织形貌以及析出相统计图。从图 4a~4c 中可以发现，不同处理状态下的焊缝区析出相基本相同，对这些析出相进行 EDS 元素面扫分析，如图 5 所示，结果表明这些白色析出相为微米级杂质相 AlFeMn，黑色块状区域为空洞，主要是由于试样在研磨、抛光等制备过程中杂质相脱落造成的，这说明不同的热处理工艺并不会对微米级杂质相的种类有所影响，但发现不同试样的杂质相占比和尺寸有所差异，利用 IPP 软件对杂质相的数量(PP)和尺寸(AC)进行统计，结果如图 4d~4f 所示。3 种试样焊缝区杂质相的占比依次为 2.64%、2.77% 及 1.68%，3 种试样焊缝区杂质相的平均尺寸依次为 1.91、3.56 及 1.85  $\mu\text{m}$ 。其中不难发现，经过 AA 处理后的接头其杂质相平均尺寸和占比均最大，这一情况与金相组织相吻合，这是因为单独的低温时效不仅会使晶粒尺寸粗化，还会使杂质相发生长大，而经过固溶处理的 T6 试样由于会使杂质相部分回溶，所以二者的数值均有所减少。AlFeMn 等微米级杂质相不具有强化作用，而且还会消耗大量的合金元素，减弱后续的时效驱动力，造成焊缝强度降低，因此杂质相尺寸细化以及数量减少对焊接接头强度提升起到一定帮助作用<sup>[12]</sup>。

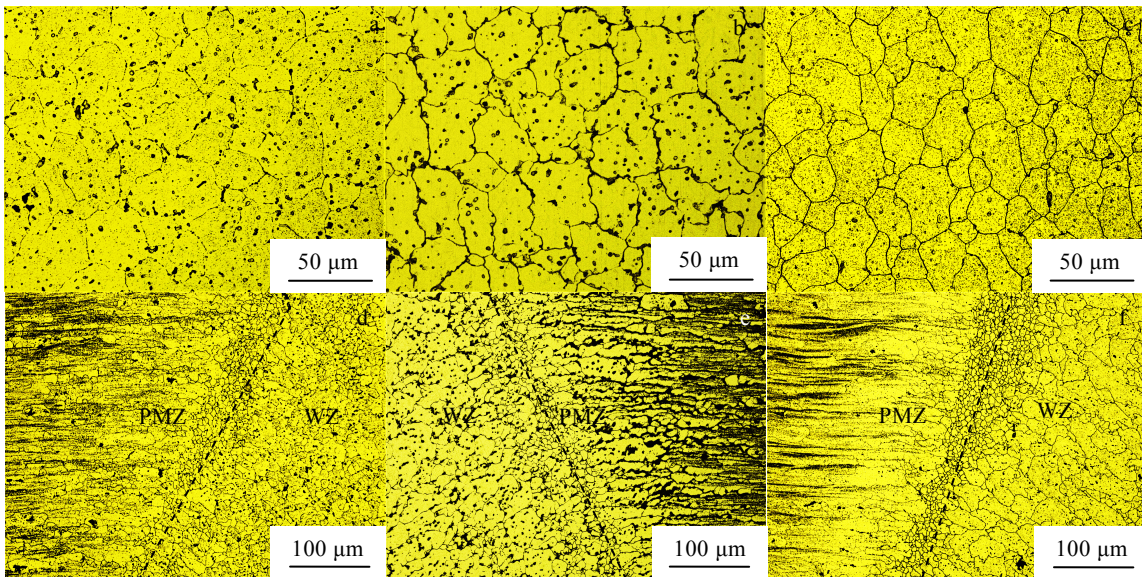


图 3 不同焊接接头焊缝区微观组织形貌

Fig.3 Microstructures of weld and heat affected zone of AW (a, d), AA (b, e), and T6 (c, f) welded joints

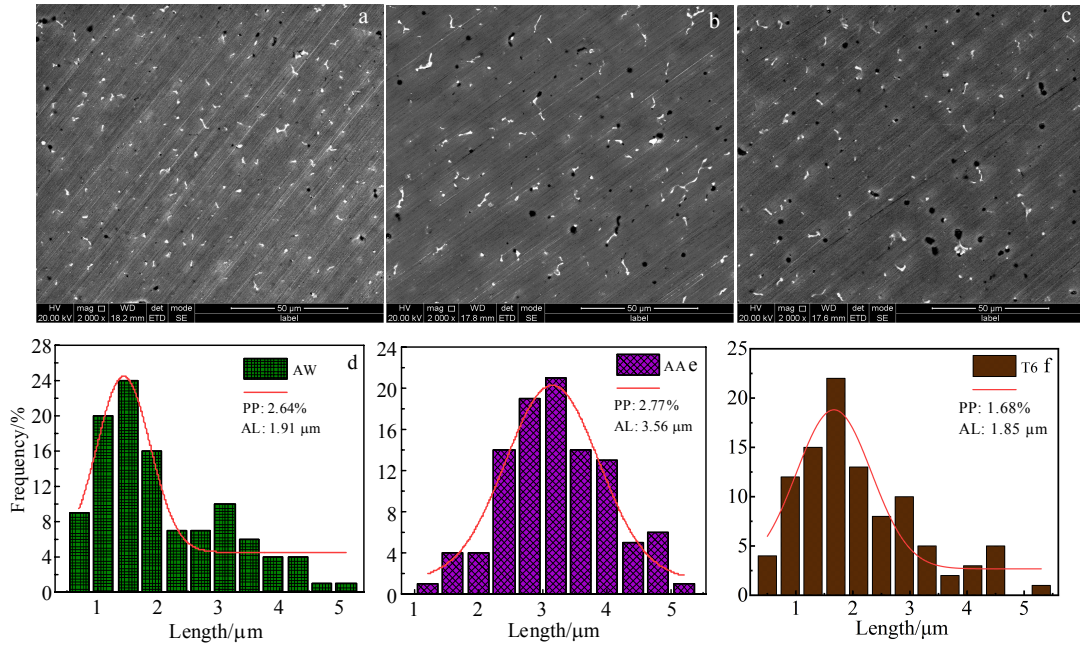


图 4 不同焊接接头焊缝区 SEM 组织及析出相统计图

Fig.4 SEM microstructures (a-c) and precipitate statistics (d-f) of AW (a, d), AA (b, e), and T6 (c, f) welded joints

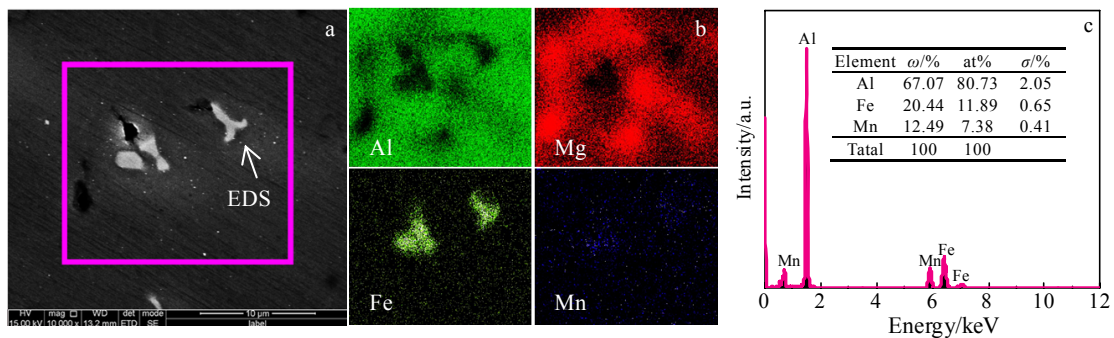


图 5 白色第二相 SEM 形貌及 EDS 元素面扫、点扫描结果

Fig.5 SEM morphology of white second phase (a), corresponding EDS mappings (b) and EDS analysis results (c)

不同试样的焊缝区 TEM 像如图 6 所示。图 6a 为 AW 试样焊缝区的明场像，但其中只在晶界附近发现了少量的析出相，经时效处理后的 AA 试样，析出相数量相比于 AW 试样略有增多，如图 6b 所示。图 6c 为 T6 试样的焊缝区析出相形貌，从中发现析出相数量明显增多，分布着方块状、棒状、细小的椭球状以及针状等多种形状的析出相，经 EDS 点扫测试并结合相关文献[13]分析后认为，方块状为  $Li_2$  型  $Al_3Zr$ ，尺寸略大的棒状或块状为四方结构的  $Al_6Mn$ ，细小的椭球状以及针状为密排六方的  $MgZn_2$ 。

析出相一般在空位和位错处形核，对于 T6 试样，焊接接头在固溶处理过程中，空位由晶界向晶内扩散，在后续淬火时，这些空位被保留下来，在随后的时效过程中，空位开始聚集，这些聚集的空位成为了 GP

区的形核位置，经过热处理后，铝合金晶粒有所细化，晶界数量增多，晶界增加导致空位增多，从而导致沉淀第二相形核位置增多<sup>[14]</sup>。焊缝区大量第二相的形成可以钉扎晶界以及阻碍位错的运动，从而可以有效提高接头强度。

不同试样的热影响区晶内和晶界 TEM 像如图 7 所示。其中图 7a 和 7d 为 AW 试样的热影响区晶内和晶界高倍 TEM 像，从图中可以发现，无论晶界或是晶内，析出相分布均比较离散，尺寸从几十纳米至上百纳米不等，而且并没有出现如母材当中尺寸只有几纳米的强化相  $\eta'(MgZn_2)$ ，晶界上也没有发现无沉淀析出带 (precipitation free zone, PFZ)，只有晶界沉淀相 (grain boundary precipitation, GBP)。图 7b, 7e 和 7c, 7f 分别为 AA 和 T6 试样的热影响区晶内和晶

界析出相 TEM 像, 在晶内均析出尺寸极小的强化相  $\eta'$ (MgZn<sub>2</sub>), 在晶界上也出现了无沉淀析出带, 不同之处在于, AA 试样的晶内沉淀相尺寸更大, 另外虽然 2 种热处理工艺均出现了无沉淀析出带, 但宽度却并不相同, 两者无沉淀析出带宽度分别为 97.2 和

50.4 nm, 而在相同情况下过宽的无沉淀析出带会对接头性能产生不良的影响。综合图 6 和图 7 可以大致得出结论, 相比于人工时效热处理工艺, 经过固溶+人工时效处理后的 T6 试样具有更好的时效析出强化效果。

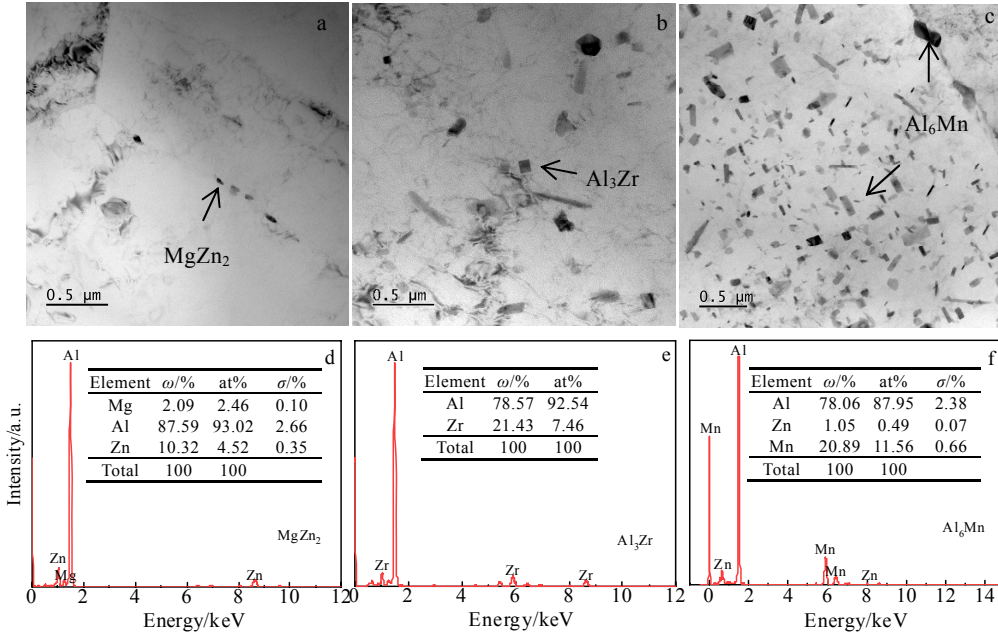


图 6 不同焊接接头焊缝区 TEM 像以及二次相 EDS 分析结果

Fig.6 TEM images (a-c) of weld area of different welded joints and corresponding EDS results of second phases (d-f): (a, d) AW, (b, e) AA, and (c, f) T6

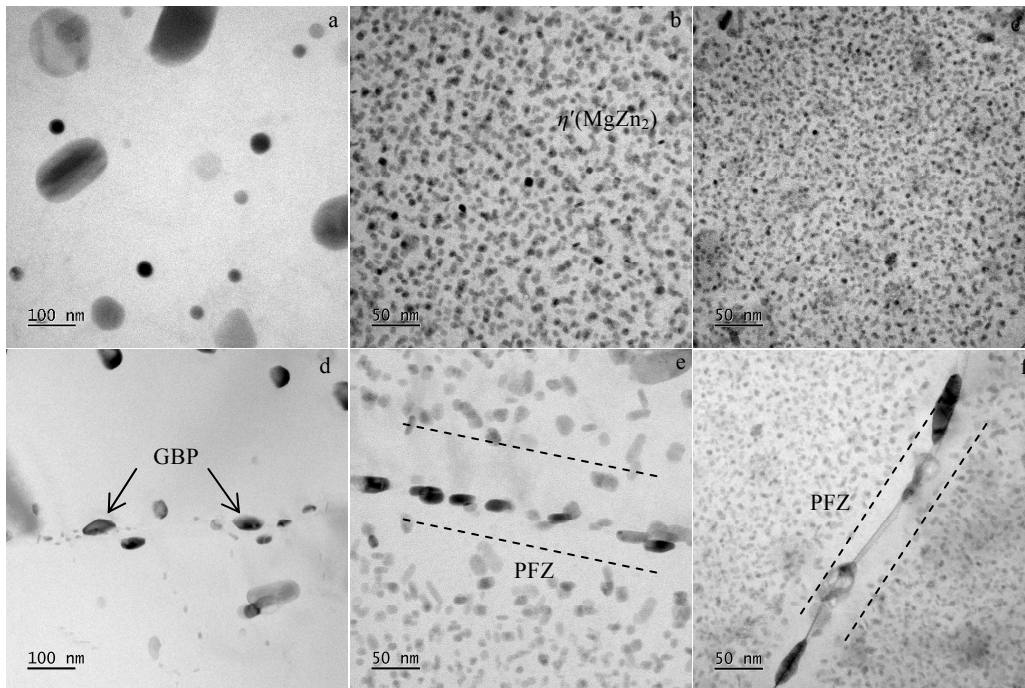


图 7 不同焊接接头热影响区晶内及晶界析出相 TEM 像

Fig.7 TEM images of precipitates in grain (a-c) and grain boundary (d-f) of heat affected zone for different welded joints: (a, d) AW, (b, e) AA, and (c, f) T6

由于  $\eta'$ (MgZn<sub>2</sub>)以及 Al<sub>3</sub>Zr 尺寸过于细小而无法对其进行准确的衍射花样标定, 因此对其进行高分辨透射拍摄并通过 Digital Micrograph 软件对其进行相应的傅里叶 (FFT) 和反傅里叶变换 (IFFT) 处理来观测  $\eta'$ (MgZn<sub>2</sub>)以及 Al<sub>3</sub>Zr 强化相和  $\alpha$ (Al)基体的界面关系, 结果如图 8 所示。其中图 8a 为 AW 试样的热影响区 HRTEM 像, 从中并没有发现明显的析出相, 铝基体晶面间距为 0.2329 nm, 对其沿 [110]<sub>Al</sub> 晶带轴进行的傅里叶变换图像也只是一套铝基体衍射斑, 如图 8d 所示。而经过热处理后的试样可以明显看到存在椭球状和近圆状的析出相, 析出相的直径在 10~15 nm 范围内,  $\eta'$ (MgZn<sub>2</sub>)和 Al<sub>3</sub>Zr 强化相的晶面间距分别为 0.2110 和 0.2538 nm, 如图 8b 和 8c 所示, 其中前者在衬度上表现为模糊区域。两平行晶面错配度计算公式如下<sup>[15]</sup>:

$$\delta = \frac{2(d_\alpha - d_\beta)}{d_\alpha + d_\beta} \quad (1)$$

通过计算得出 2 种强化相对应的错配度  $\delta$  分别为 9.87%和 8.59%, 而  $\delta$  介于 6%~12%之间为半共格取向关系。随后对析出相分别沿 [110]<sub>Al</sub> 和 [010]<sub>Al</sub> 晶带轴进行快速傅里叶转换, 可以得到如图 8e 和 8f 的衍射光斑, 发现除了基体的衍射斑外还有其它的衍射斑, 对衍射斑点进行滤波处理并进行反傅里叶变换, 结果如图 8g~8i 所示, 发现在 (111)<sub>Al</sub> 的晶面上,  $\eta'$ (MgZn<sub>2</sub>)和 Al<sub>3</sub>Zr 强化相与  $\alpha$ (Al)基体边界存在一定数量的界面位错 (刃型位错), 并存在有轻微的晶格扭曲。以上结果均表明图 8b 和 8c 中的亚稳相  $\eta'$ (MgZn<sub>2</sub>)和 Al<sub>3</sub>Zr 与  $\alpha$ (Al)基体基本呈半共格取向关系。

### 2.4 力学性能

图 9 为不同处理状态下焊接接头的显微硬度分布曲线。从图中可以发现, 无论是焊态试样还是热处理后的试样, 焊缝区 (WZ) 的硬度值均最低, 从焊缝中心到熔合线处的宽度大约为 7.5 mm。经过人工时效后的 AA 试样其焊缝区硬度与 AW 试样相比, 其平均硬

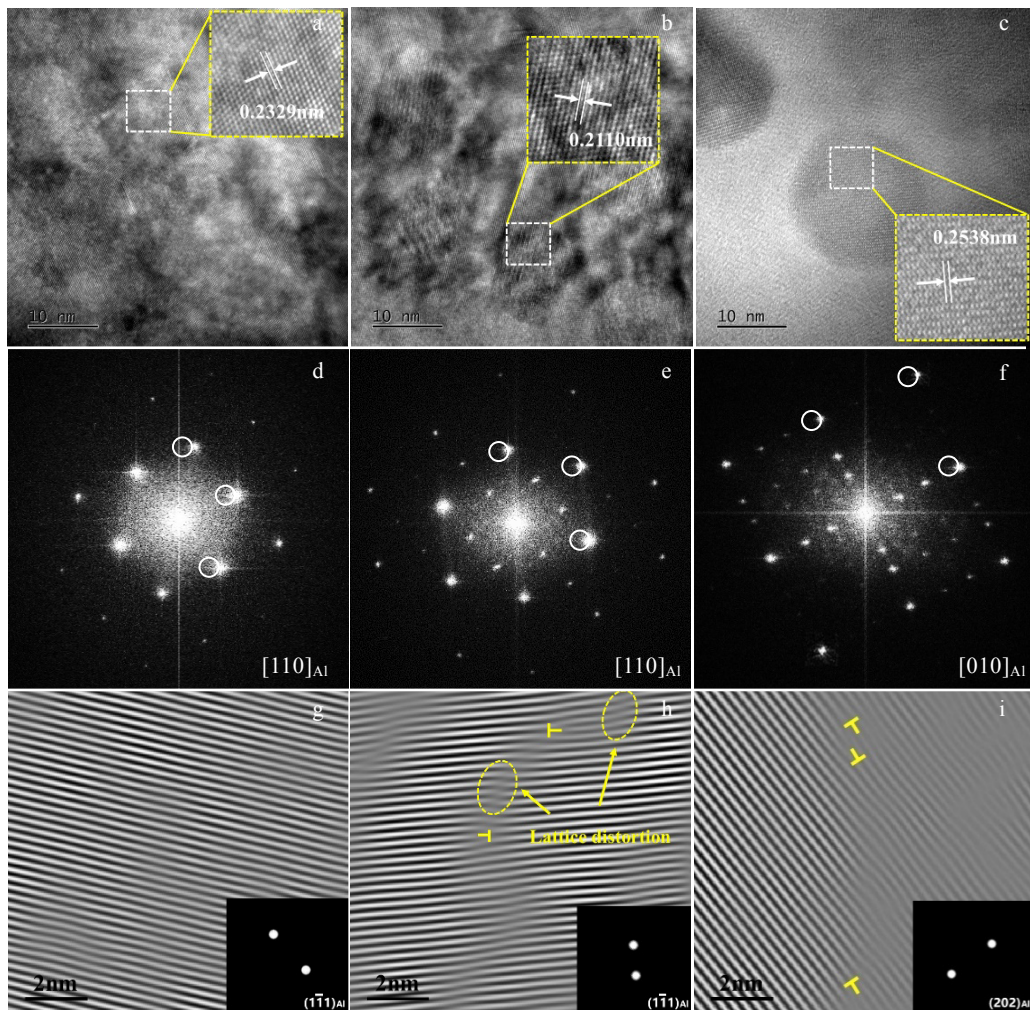


图 8 纳米级强化相 HRTEM 像、傅里叶以及反傅里叶变换图像

Fig.8 HRTEM images (a-c), Fourier transform (d-f) and inverse Fourier transform (g-i) images of nano enhanced phase: (a, d, g)  $\alpha$ (Al), (b, e, h) MgZn<sub>2</sub>, and (c, f, i) Al<sub>3</sub>Zr

度  $HV_{0.2}$  值基本相同, 分别为 812.42 和 817.32 MPa, 但经过固溶处理后的 T6 试样的硬度  $HV_{0.2}$  值明显提高, 达到约 1025.08 MPa。到熔合线附近时硬度值迅速升高, 这种硬度值的变化仅出现在不足 1 mm 的狭窄范围内, 到达热影响区 (HAZ) 后, 硬度曲线变化有所不同, 经过热处理后的 2 种试样, 其硬度值并没有如焊态试样分成了明显的两部分, 而是升高到某一硬度值后基本保持水平, 其平均硬度  $HV_{0.2}$  值分别为 1408.26 和 1475.88 MPa 左右, 最后在距离焊缝中心约 24 mm 处到达母材区 (BM)。

第二相的数量及尺寸对接头显微硬度的影响最为明显。一般而言, 第二相数量越多、尺寸越小, 则接头显微硬度值就越高, 这主要是由于第二相析出强化造成的结果。具体来说, 首先相比于 AW 试样的焊缝区, 经过人工时效的 AA 试样其焊缝区硬度值提高远不如经过固溶时效处理后的 T6 试样。主要原因在于, 经固溶处理后, 焊缝中的第二相粒子  $AlFeMn$  大部分已溶解, 元素重新固溶到铝基体当中, 形成过饱和固溶体。这样有两大优势, 其一是固溶在基体铝当中的溶质原子会促使其产生晶格畸变, 后者会与位错发生交互作用形成对位错具有钉扎作用的柯氏气团, 进一步阻碍位错运动; 其二是大量消耗用于析出强化相的溶质原子的第二相  $AlFeMn$  溶解到基体当中, 这使合金基体中的溶质元素增多, 固溶体成分更加均匀, 提供了后续时效的驱动力, 从而形成大量的析出强化相<sup>[16]</sup>。此外 3 种试样焊缝区的硬度值均远低于热影响区, 这是由于焊缝在高温电弧热的影响下发生晶粒粗化, 原来轧制态的纤维状晶粒转变为铸态的粗大等轴、树枝晶, 细晶强化和形变强化作用减弱, 导致其硬度仍然最低。另外虽然经 T6 处理后, 在焊缝区形成大量的析出相, 但  $\eta'(MgZn_2)$  纳米级强化相数量仍较少, 再加之焊缝组织已转变为铸态组织以及焊丝的低强匹配, 综合作用下使得 T6 试样焊缝区的硬度值也要远低于热影响区。

造成不同试样热影响区硬度曲线不同的原因在于, AW 试样的热影响区, 由于受到焊接热循环的影响, 虽然组织基本与母材保持一致, 但却使大量的纳米级强化相  $\eta'(MgZn_2)$  回溶; 经过热处理后, 这些回溶的纳米级强化相重新析出, 但从上述的元素物相分析中可以看出, 经单独时效处理后, AA 试样其强化相有所粗化, 而且无沉淀析出带较宽, 最终使其热影响区的硬度值不如经固溶时效处理后的 T6 试样。

表 3 为不同处理状态下焊接接头的力学性能。从表中可以发现, 所有试样均断裂于焊缝处, 就抗拉强度而言, AA 试样与 AW 试样的抗拉强度基本相同,

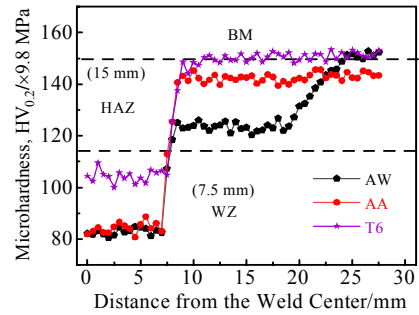


图9 焊接接头硬度分布

Fig.9 Hardness distribution of welded joints

而经过固溶时效的 T6 试样, 其强度达到了 356 MPa, 相比于 AW 试样 312 MPa 提高了约 14.10%, 这与微观组织密不可分。由前面的分析可知, AA 试样的杂质相的平均尺寸、占比以及晶粒尺寸均升高, 而且析出相数量远少于经固溶时效处理的 T6 试样, 所以其强度基本没有提高。而对于后者, 不但晶界细化、组织均匀以及杂质相占比降低, 而且焊缝区出现了大量的强化相, 热影响区也析出了细小弥散分布的亚稳相  $\eta'(MgZn_2)$ , 所以强度明显提高。另外值得注意的是, 经人工时效后的 AA 试样延伸率最大, 反而经固溶时效后的 T6 试样延伸率却有所降低, 这可能是与杂质相数量增多及晶位尺寸粗化而导致接头在拉伸时韧窝数量增多有关, 相关文献<sup>[17]</sup>指出, 第二相尺寸以及间距的增大, 使其不易被位错切过而只能绕过, 从而促成交滑移而消除共面滑移, 使拉伸过程中产生的变形在晶粒内部分布均匀, 最终使得接头塑性得到一定提升。

图 10 为不同处理状态下焊接接头的微观断口形貌。从图中可以看出, 不同处理状态下焊接接头断口形貌均各不相同, 其中图 10a 和 10b 分别为 AW 和 AA 试样的接头断口形貌, 结果发现二者均是以韧窝为主的韧性断裂, 区别在于经人工时效后的 AA 试样, 韧窝分布更加均匀, 并且在韧窝底部发现了第二相, 经 EDS 点扫分析后认为是杂质相  $AlFeMn$ 。焊接接头在拉伸变形的过程中, 这些杂质颗粒与基体结合强度不一致, 应力集中首先会出现在这些颗粒附近, 当应力集中达到二者的结合强度时, 导致其优先发生断裂并沿基体界面分离形成空洞, 最后形成含有夹杂颗粒的韧窝<sup>[18]</sup>。而经过固溶时效后的 T6 试样, 其接头断口形貌则与上述两者差别较大, 如图 10c 所示。从中可以发现接头断口当中韧窝数量明显减少, 取而代之的是一种无特征平台, 接头为脆性混合断裂。

表 3 不同处理状态下焊接接头试样的力学性能

Table 3 Mechanical properties of welded joint samples under different treatment conditions

Sample	$R_m$ /MPa	$R_{p0.2}$ /MPa	$A$ /%	Fracture location
AW	312±6	187±1	3.8±0.5	WZ
AA	315±2	178±3	4.6±0.3	WZ
T6	356±5	195±4	3.4±0.3	WZ

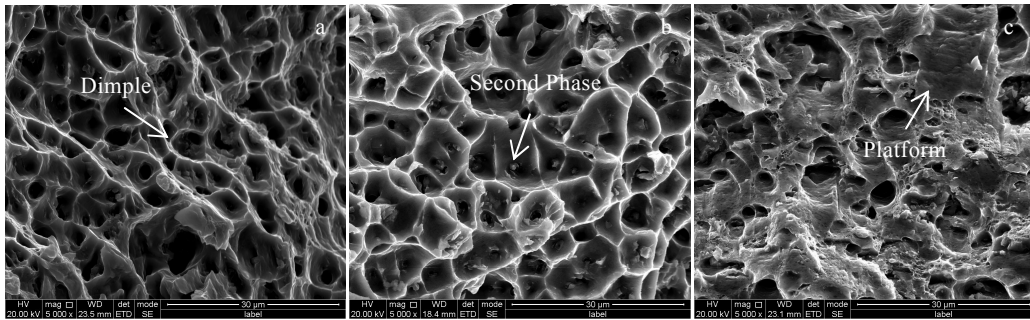


图 10 不同焊接接头拉伸断口 SEM 形貌

Fig.10 SEM morphologies of tensile fracture of different welded joints: (a) AW, (b) AA, and (c) T6

为了进一步分析焊后热处理对接头断裂形式的影响，分别选取 AW 试样和固溶时效处理后的 T6 试样进行断口微观组织分析，具体如图 11 所示。其中图 11a 和 11b 分别是 AW 和 T6 试样对应的宏观断口形貌，从图中可以看出，两者均断裂于焊缝处，但两者断裂路径并不一致，AW 试样是与垂直方向呈 45°断裂于焊缝，

而固溶时效的 T6 试样则呈夹角形断裂于焊缝。图 11c 和 11d 分别为 2 种试样的 SEM 断口形貌，其中从图 11c 中黑色箭头处可以看出，断裂位置处均有第二相，接头整体表现为韧窝型穿晶断裂，而从图 11d 中则可以看出，断裂位置有些在第二相附近，有些则在晶界附近，如图中的黑色及白色箭头处，其断裂形式为既有沿晶断裂同

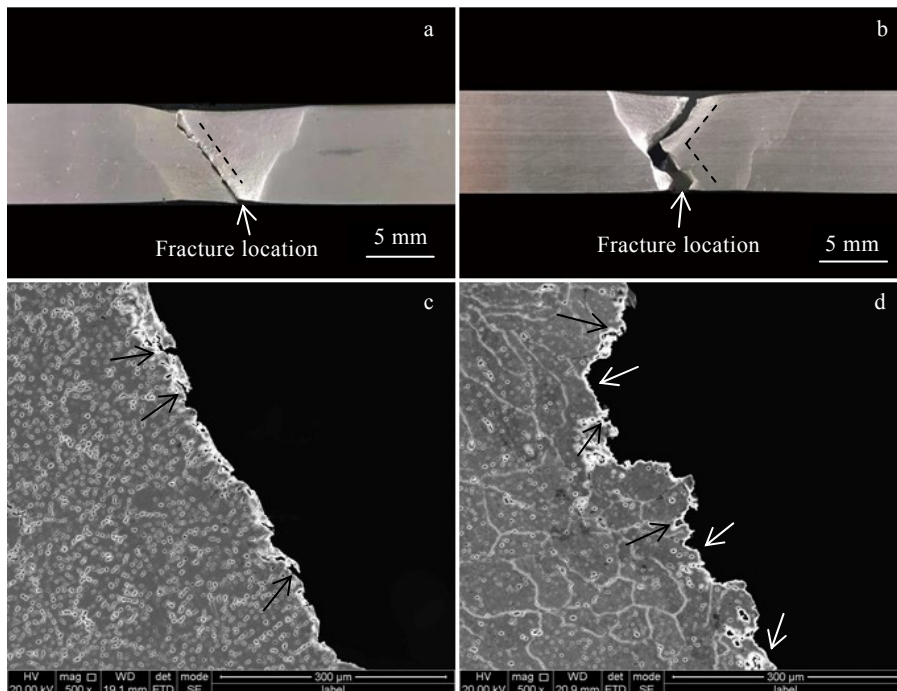


图 11 AW 与 T6 处理后接头拉伸宏观和微观断口截面形貌

Fig.11 Tensile macro (a, b) and micro (c, d) fracture section morphologies of AW (a, c) and T6 (b, d) joints

时也有穿晶断裂的混合断裂形式。

主要原因在于热处理前的焊缝晶粒内部基本无析出强化相, 在拉伸过程中由于焊缝晶内大量微米级难溶脆性相  $\text{AlFeMn}$  与基体结合强度较弱, 此时裂纹易在晶内扩展从而发生穿晶断裂, 但经固溶时效处理后, 焊缝区晶粒内部析出大量的强化相, 对裂纹扩展起到阻碍作用, 此时晶界结合能力则相对较弱, 使其易形成沿晶裂纹, 裂纹一旦形核便沿晶界迅速扩展<sup>[19]</sup>, 所以经焊后固溶时效热处理后, 接头的断裂形式由韧窝型穿晶断裂转变为穿晶+沿晶的韧脆混合断裂。

### 3 结论

1) 焊态试样经过热处理后, 原本焊缝区由树枝晶或等轴树枝晶为主的显微组织均已转变为等轴晶, 但经过人工时效后的晶粒组织和第二相尺寸明显更加粗大, 且晶界存在偏析现象。

2) 焊接接头经热处理后, 不同试样焊缝区均析出强化相, 但经过固溶时效处理后的杂质相  $\text{AlFeMn}$  减少, 合金元素固溶于  $\alpha(\text{Al})$  基体中, 提高了后续时效的驱动力, 其析出相数量明显多于人工时效; 另外虽然热影响区均析出了纳米级强化相  $\eta'(\text{MgZn}_2)$  以及无沉淀析出带, 但人工时效的析出相尺寸以及无沉淀析出带宽度均增大。

3) 固溶时效处理后, 焊接接头强度达到 356 MPa, 相比于焊态(312 MPa)提高了 14.10%, 而人工时效处理后接头强度提升的并不明显。此外不同试样的断口形貌明显不同, 经过人工时效后, 韧窝分布更加均匀且在韧窝底部发现了杂质相  $\text{AlFeMn}$ , 表现为韧窝型穿晶断裂, 而固溶时效断口中的韧窝数量明显减少, 取而代之的是一种无特征平台, 接头以穿晶+沿晶的韧脆混合断裂为主。

#### 参考文献 References

- [1] Nakai M, Eto T. *Materials Science and Engineering*[J], 2000, 285(1): 62
- [2] Huang Jiwu, Yin Zhimin, Lei Xuefeng. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2008, 18: 804
- [3] Feng Y, Chen J, Qiang W *et al. Materials Science and Engineering*[J], 2016, 673: 8
- [4] Pickin C G, Williams S W, Lunt M. *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2011, 211(3): 496
- [5] Zhang H T, Feng J C, He P *et al. Materials Science and Engineering*[J], 2009, 499(1-2): 111
- [6] Pang J, Hu S, Shen J *et al. Journal of Materials Processing Technology*[J], 2016, 238: 212
- [7] Li J, Shen J, Hu S, Liang Y *et al. Journal of Materials Processing Technology*[J], 2019, 264: 134
- [8] Li Junjie(李俊杰). *Study on Droplet Transfer Behavior and Welding Formation of 6061 Aluminum Alloy with Variable Polarity CMT and CMT+P (6061 铝合金变极性 CMT 及 CMT+P 熔滴过渡行为 及其焊接成形研究)*[D]. Tianjin: Tianjin University, 201
- [9] Temmar M, Hadji M, Sahraoui T. *Materials & Design*[J], 2011, 32(6): 3532
- [10] Wang Xu(王旭). *Effect of Laser Arc Hybrid Welding Process and Post Weld Heat Treatment on Microstructure and Properties of 7449 Aluminum Alloy Joint (7449 铝合金激光电弧复合焊工艺及焊后热处理对接头组织性能的影响)*[D]. Changsha: Central South University of Forestry and Technology, 2017
- [11] Liao Zhixin(廖泽鑫), Li Chengbo(李承波), Liu Shengdan(刘胜胆) *et al. Journal of Materials Research(材料研究学报)*[J], 2021, 35(7): 543
- [12] Wang Hongbin(王洪斌), Zhang Xinyu(张新宇), Li Shengli(李胜利) *et al. Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2021, 50(1): 129
- [13] Zhang Ping(张平), Li Qi(李奇), Zhao Junjun(赵军军) *et al. Chinese Journal of Nonferrous Metals(中国有色金属学报)*[J], 2011, 21(6): 1252
- [14] Xing Li(邢丽), Zhu Duqiao(朱杜桥), Xu Weiping(徐卫平) *et al. Chinese Journal of Nonferrous Metals(中国有色金属学报)*[J], 2017, 27(7): 1361
- [15] Li Mingwei(李明伟). *Study on Characteristics of 6005A Aluminum Alloy Laser Filler Wire Welding (6005A 铝合金激光填丝焊接特性研究)*[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2019
- [16] Deng Yunlai(邓运来), Deng Shuhao(邓舒浩), Ye Lingying(叶凌英) *et al. Materials Engineering(材料工程)*[J], 2020, 48(4): 131
- [17] Wang Lei(王磊), Hui Li(回丽), Zhou Song(周松) *et al. Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2017, 46(4): 1115
- [18] Zhu Gaojie(朱高杰), Zou Longjiang(邹龙江), Ren Xiaolei(任晓磊) *et al. Metal Heat Treatment(金属热处理)*[J], 2021, 46(5): 47
- [19] Zhu Guochuan(祝国川), Xiong Baiqing(熊柏青), Tong Youzhi(佟有志) *et al. China Journal of Nonferrous Metals(中国有色金属学报)*[J], 2017, 27(5): 877

## Effect of Solution Aging Treatment on Microstructure and Properties of 7A52 Aluminum Alloy CMT + P Welded Joint

Liu Hongxu<sup>1,2</sup>, Wang Yanjie<sup>3</sup>, Liu Feng<sup>1</sup>, Zhao Lin<sup>2</sup>, Tian Zhiling<sup>2</sup>

(1. College of Mechanical Engineering, Liaoning University of Petrochemical Technology, Fushun 113001, China)

(2. Welding Institute of General Iron and Steel Research Institute, Beijing 100081, China)

(3. College of Material Engineering, Beihua Institute of Aerospace Engineering, Langfang 065000, China)

**Abstract:** Cold metal transfer + pulse welding (CMT+P) method was used to weld 7A52 aluminum alloy, and the effects of different heat treatment processes on the microstructure and mechanical properties of welded joints were studied. The results show that the microstructure dominated by dendrite or equiaxed dendrite in the weld zone is transformed into equiaxed crystal after heat treatment, the grain structure and the size of the second phase of AA (artificial aging) sample are coarser, and there is segregation at the grain boundary. The amount of precipitates in T6 (solid solution+artificial aging) weld zone is more than in AA sample, and the size of  $\eta'$ (MgZn<sub>2</sub>) strengthening phase and the width of precipitation free zone decrease in the heat affected zone. The joint strength of AA and T6 samples reaches 315 and 356 MPa, respectively. AA sample has limited improvement on the mechanical properties of the joint, while T6 sample is increased by about 14.10% compared with AW sample (312 MPa). The micro fracture of AA sample is mainly dimple transgranular fracture, while the number of dimples in the fracture of T6 sample is significantly reduced and replaced by an uncharacteristic platform. At this time, the joint is mainly transgranular + intergranular ductile brittle mixed fracture.

**Key words:** CMT+P welding; 7A52 aluminum alloy; post weld heat treatment; microstructure; mechanical property

---

Corresponding author: Zhao Lin, Ph. D., Professorate Senior Engineer, Welding Institute of General Iron and Steel Research Institute, Beijing 100081, P. R. China, E-mail: hhnds@aliyun.com