焊丝Mg、Zn含量对Al-Mg-Zn合金TIG焊接接头局部腐蚀行为的影响

张兆锐[1]，张济山[1]，杨　阳[2]

（1.北京科技大学　新金属材料全国重点实验室，北京 100083；2.中铝材料应用研究院有限公司，北京 102209）

摘要：为明确焊丝中Mg、Zn含量对Al-Mg-Zn合金TIG焊接接头局部腐蚀行为的影响，以两种Al-Mg-Zn试验板材为母材，设计5种不同Mg、Zn含量的焊丝，并以ER5356焊丝为对照，通过剥落腐蚀试验、晶间腐蚀试验、腐蚀电位测试、SEM-EDS/TEM表征及室温拉伸性能试验评价接头综合性能。结果表明，两种试验板材焊接接头的腐蚀均主要集中于焊缝边缘的部分熔化区和热影响区，焊缝区耐蚀性相对较好；晶间腐蚀试验后各组接头均未出现明显沿晶腐蚀，主要表现为不同程度的局部点蚀。当焊丝中Zn含量约为1.0%时，不同Mg含量对应的热影响区剥落腐蚀形貌与焊缝边缘腐蚀沟槽深度均存在一定波动，未呈严格单调关系，说明Mg的影响受到局部组织、元素偏析和焊接热循环的共同作用；将Zn含量适度提高至1.44%，有利于减轻热影响区和部分熔化区的局部腐蚀。所设计焊丝均可降低焊缝边缘的平均腐蚀沟槽深度，其中焊丝3（Mg含量6.10%、Zn含量1.08%）和焊丝5（Mg含量5.95%、Zn含量1.44%）对应的平均沟槽深度分别为157.4 μm和176.8 μm，明显低于ER5356焊丝时的267.2 μm。焊丝5可减小焊缝区与热影响区之间的腐蚀电位波动，并使过渡区第二相更细小、弥散，晶界析出相呈低覆盖率和非连续分布。室温拉伸结果进一步表明，两种母材体系中各设计焊丝接头的抗拉强度均高于ER5356对照组，说明耐蚀性改善未以接头强度降低为代价，但断后伸长率随焊丝成分存在波动。

关键词：Al-Mg-Zn合金；焊丝；局部腐蚀；腐蚀电位；显微组织

中图分类号：TQ153.6；TG146.21　　**文献标志码：**A　　**文章编号：**1005-4898（2026）05-0061-10

doi：10.3969/j.issn.1005-4898.2026.05.09

0　引言

5XXX系Al-Mg合金兼具良好的耐蚀性、成形性及焊接性，是典型的船用及交通运输用铝合金；但该类合金主要依靠Mg固溶强化、Mn/Cr/Zr等元素的弥散强化和冷作硬化获得强度，其强度水平与耐蚀性、焊接性之间仍需进一步协调[1-2]。随着轻量化装备对承载能力和服役可靠性的要求不断提高，开发兼具较高强度、良好熔化焊接性及耐蚀性的新型Al-Mg系合金及其配套焊接材料具有重要意义。在Al-Mg合金中引入适量Zn，可利用Mg-Zn之间的相互作用改善合金的强化效果，并调节晶界析出相的组成、分布及局部电化学特征。Mg是Al-Mg系焊丝的主要强化元素，在一定范围内提高Mg含量（质量分数，下同）有利于提高焊缝强度，但Mg含量过高会增加焊丝加工难度，并可能促进富Mg相形成，从而加剧晶间腐蚀和应力腐蚀倾向。Zn可与Mg形成强化相，并在一定程度上改善焊缝强度和耐蚀性；然而，Zn属于低熔点、易烧损元素，含量过高又会增大偏析及热裂纹风险。因此，合理控制焊丝中Mg、Zn含量及其配比，是实现焊缝强度、耐蚀性及焊接工艺性能协同优化的关键[3-5]。

基金项目：国家重点研发计划资助项目（2023YFB3710400）

第一作者：张兆锐，男，1994年生，河北邢台人，博士后，主要研究方向为铝合金材料开发及加工研究。

通信作者：杨阳，男，1986年生，吉林吉林人，高级工程师，主要研究方向为铝合金材料开发及加工研究。

收稿日期：2026-08-09

熔化焊接过程中，焊接接头会形成焊缝区、部分熔化区、热影响区及母材区。各区域经历的热循环不同，因而在晶粒形貌、第二相分布、溶质偏析及残余应力等方面存在显著差异[6]。点蚀通常优先发生于第二相颗粒、晶界等局部缺陷处；晶间腐蚀与晶界析出相及其邻近贫化区密切相关；剥落腐蚀则可视为沿轧制方向扩展的特殊晶间腐蚀形式。焊接造成的成分与组织不均匀还会引起不同区域腐蚀电位差，形成局部电偶作用，使焊缝边缘的部分熔化区和热影响区成为潜在的腐蚀敏感区[7-10]。对于含Zn的新型Al-Mg-Zn母材，若仍采用传统Al-Mg系焊丝，焊缝与母材之间的成分匹配不足，可能进一步放大接头局部组织和电化学差异。因此，有必要从焊丝成分设计角度改善焊接接头各区域的耐蚀性。

基于此，本研究以两种Al-Mg-Zn试验板材为研究对象，在试验板材1合金体系基础上设计不同Mg、Zn含量的焊丝，并以工业焊丝ER5356为对照，采用钨极惰性气体保护焊（tungsten inert gas, TIG）进行对接焊，制备焊接接头。本研究通过剥落腐蚀试验、晶间腐蚀试验、腐蚀电位测试、室温拉伸性能测试，并采用SEM-EDS和TEM进行微观组织表征，系统比较不同焊丝焊接接头中焊缝区、部分熔化区、热影响区与母材区的腐蚀行为，以及接头强度保持情况，分析Mg、Zn含量对局部腐蚀敏感性、电化学差异、组织均匀性及力学性能的影响，为Al-Mg-Zn合金配套焊丝的成分优化和工程应用提供依据。

1 试验材料与方法

1.1 试验材料制备

选用高纯铝、锌和镁（Al、Zn、Mg质量分数均≥99.99%），以及Al-10Mn、Al-10Ti、Al-10Zr中间合金和Al-5Ti-1B晶粒细化剂，按表1所列成分制备试验用铸锭。试验板材1所用铸锭采用双级均匀化热处理：由室温随炉升温至420 ℃，保温12 h；随后升温至480 ℃，保温24 h；最后随炉冷却至100 ℃以下出炉。试验板材2所用铸锭采用单级均匀化热处理：由室温随炉升温至465 ℃，保温24 h，随后随炉冷却至100 ℃以下出炉。均匀化热处理后，将两种铸锭重新加热至500 ℃并保温1 h，随后热轧至6 mm厚，再冷轧至2.5 mm厚，获得最终试验板材。

表1 试验用铸锭的合金化学成分 质量分数/%

	Mg	Zn	Mn	Zr	Ti	Al
试验板材1	5.95	1.0	0.8	0.15	0.07	余量
试验板材2	5.10	4.0	0.1	0.15	0.07	余量

为研究焊丝中Mg、Zn含量对焊接接头耐蚀性的影响，以试验板材1的合金体系为基础设计了5种焊丝，并选用工业焊丝ER5356作为对照，焊丝具体成分见表2。其中，焊丝1～焊丝4主要用于考察Zn含量约为1.0%时Mg含量变化的影响，焊丝5用于考察适度提高Zn含量后的变化。需要说明的是，试验板材2的Zn含量为4.0%，明显高于本研究焊丝的Zn含量。本研究未直接设计Zn含量约为4.0%的等成分焊丝，主要基于两方面考虑：一是Zn熔点较低且焊接过程中易发生烧损，过高Zn含量还可能增加凝固偏析和热裂纹风险；二是TIG熔池的最终成分由焊丝金属与母材熔化稀释共同决定，配套焊丝并不等同于简单复制母材成分。因此，本研究将Zn含量1.44%作为“适度Zn化/部分成分匹配”方案，在缩小传统ER5356焊丝（Zn含量约为0.10%）与高Zn母材之间成分差异的同时，兼顾焊丝制备和焊接工艺稳定性，并重点考察这种部分成分匹配对过渡区组织和局部腐蚀行为的影响。试验焊丝采用与板材相同类型的原材料，在真空感应熔炼炉中熔炼，并浇铸成直径约100 mm、质量约2 kg的圆柱铸锭。焊丝铸锭采用与试验板材1相同的双级均匀化热处理，随后经热挤压获得直径为9.5 mm的圆柱棒材，作为后续焊接的焊丝。

表2 焊丝化学成分 质量分数/%

	Mg	Zn	Mn	Zr	Ti
焊丝1	5.76	1.04	0.8	0.15	0.07
焊丝2	5.88	1.03	0.8	0.15	0.07
焊丝3	6.10	1.08	0.8	0.15	0.07
焊丝4	6.40	1.08	0.8	0.15	0.07
焊丝5	5.95	1.44	0.8	0.15	0.07
ER5356	6.40	0.10	0.05～0.20	—	0.06～0.20

1.2　焊接试验方法

采用TIG对接焊，焊接设备为WSME-315型逆变式氩弧焊机，保护气体为纯度（体积分数）不低于99.99%的氩气。焊接前，对母材和焊丝进行酸洗以去除表面氧化膜，并对坡口及焊丝表面进行机械刮削。母材尺寸为300 mm×55 mm×2.5 mm，采用I型坡口对接。焊接参数为：焊接电流110～122 A，氩气流量10 L/min，焊接速度1.2～2.7 mm/s，电弧电压12～14 V。

1.3　耐蚀性测试与组织表征

剥落腐蚀试验依据GB/T 22639—2022《铝合金产品的剥落腐蚀试验方法》[11]进行。试样尺寸为50 mm×20 mm×2.5 mm。试样经打磨、抛光和冷镶后，仅暴露包含焊缝区、部分熔化区、热影响区及母材区的测试面。腐蚀溶液按标准配制，试样在25 ℃恒温条件下浸泡，并分别在6、24及48 h取出，记录表面腐蚀形貌后继续浸泡；48 h试验结束后，清洗试样并进行综合评价。每组制备3个平行试样。

晶间腐蚀试验依据GB/T 7998—2023《铝合金晶间腐蚀敏感性评价方法》[12]进行。试样尺寸为40 mm ×25 mm×2.5 mm。试样经打磨、抛光和冷镶后，仅暴露包含焊缝区、部分熔化区、热影响区及母材区的测试面。试样在35 ℃恒温条件下浸泡，每种焊接样品设置6 h和24 h两个时间组，每组制备3个平行试样。浸泡结束后，沿垂直于焊缝的方向切割试样，并从一侧切除约5 mm，以获得用于观察的新鲜横截面。按金相试样制备方法对横截面进行打磨和抛光，随后使用光学显微镜观察焊接接头各区域的腐蚀形貌并拍照记录。

采用CS电化学工作站测量焊接接头不同位置的腐蚀电位。沿垂直于焊缝的方向，以焊缝中心为0 mm，在焊缝两侧按2.5 mm间距布置测量点，分别测量各位置的腐蚀电位。每个位置重复测量3次并取平均值，绘制腐蚀电位随位置变化的分布曲线，以比较焊接接头各区域的局部电化学差异。

采用激光显微镜观察金相组织。试样表面经打磨、抛光后，使用Keller试剂进行浸蚀；Keller试剂的体积分数配比为：2.5% HNO_3、1.5% HCl、1% HF和95%去离子水。浸蚀后，依次用蒸馏水和酒精冲洗，以去除残余腐蚀液，随后观察并记录组织形貌。采用扫描电子显微镜及其配套能谱仪（EDS）对试样进行微观组织和成分分析；试样在观察前打磨、抛光至表面光亮且无明显划痕。

采用透射电子显微镜（TEM）对合金的晶界微观组织进行表征。从试样中切取薄片并打磨，直至厚度约为50 μm，随后将薄片冲制成直径3 mm的圆片，采用双喷电解减薄仪进行电解抛光，直至试样中心形成穿孔及适宜的电子透明区域。双喷减薄完成后，清洗试样，经冷风吹干后采用TEM观察。

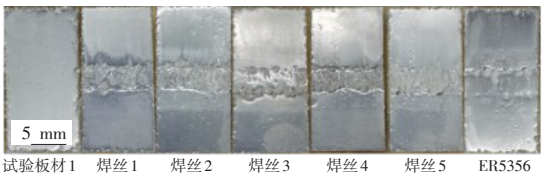
1.4　室温拉伸性能测试

为验证新型焊丝在改善耐蚀性的同时是否牺牲接头结构强度，对两种母材体系分别采用设计焊丝和ER5356制备的焊接接头进行室温拉伸性能测试，并与相应母材进行对比。评价指标包括抗拉强度（R_m）、规定非比例延伸强度（$R_{p0.2}$）和断后伸长率（$A_{50\ mm}$）。原始拉伸测试记录中两类母材分别标记为“1#母材”和“2#母材”。

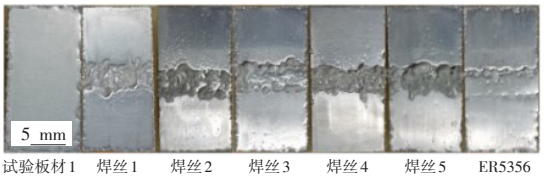
2　试验结果与分析

2.1　剥落腐蚀行为

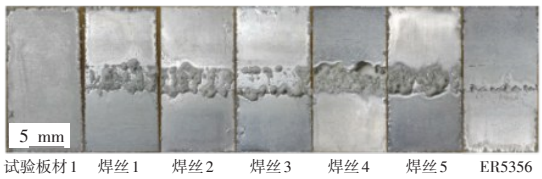
试验板材1和试验板材2焊接接头的剥落腐蚀结果分别如图1和图2所示。采用激光显微镜扫描焊缝两侧的腐蚀沟槽，并在每侧选取3个位置测量深度，试验板材2不同焊丝焊接接头48 h剥落腐蚀后焊缝边缘腐蚀沟槽深度如图3所示。



（a）剥落腐蚀6 h

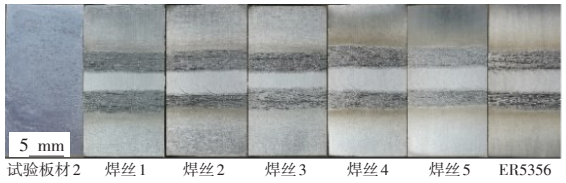


（b）剥落腐蚀24 h

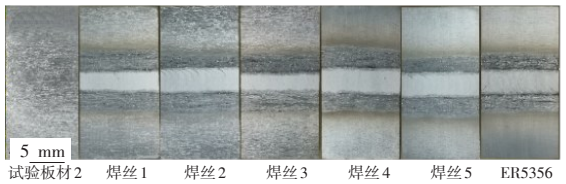


（c）剥落腐蚀48 h

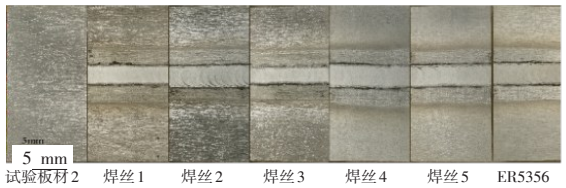
图1 试验板材1使用不同焊丝焊接后的剥落腐蚀情况



（a）剥落腐蚀6 h



（b）剥落腐蚀24 h



（c）剥落腐蚀48 h

图2 试验板材2使用不同焊丝焊接后的剥落腐蚀情况

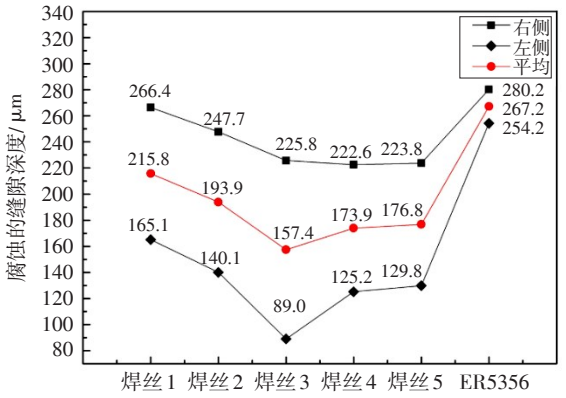


图3 试验板材2不同焊丝焊接接头经48 h剥落腐蚀后焊缝边缘腐蚀沟槽深度

由图1可知，对于试验板材1，焊接接头各区域的剥落腐蚀敏感性存在明显差异：焊缝区腐蚀程度总体最轻，母材区次之，热影响区最为严重。综合比较腐蚀6 h、24 h、48 h后清洗前的腐蚀产物覆盖情况和清洗后的表面形貌可见，ER5356对照组的焊缝区腐蚀程度较轻；焊丝4组和焊丝5组的焊缝鱼鳞纹区域腐蚀相对明显。因此，对不同焊丝的评价应区分板材类型、接头区域及腐蚀评价指标，不能仅依据焊缝区的表面形貌判断接头的综合耐蚀性。

由图2可知，对于试验板材2，剥落腐蚀主要集中在焊缝两侧的部分熔化区和热影响区，焊缝区腐蚀程度最轻，母材区次之。对比剥落腐蚀6 h各试样的表面形貌可知，焊丝5组热影响区腐蚀程度较轻，ER5356组较重。对于Zn含量约为1.0%的焊丝1组～焊丝4组，早期宏观形貌上热影响区剥落腐蚀随Mg含量升高有总体加重的倾向，但图3所示48 h焊缝边缘平均腐蚀沟槽深度并未随Mg含量单调增加。两者并不矛盾：前者主要反映热影响区与部分熔化区表面腐蚀产物覆盖与剥落形貌，后者定量表征48 h后焊缝边缘局部沟槽的深度，评价区域、时间尺度及响应指标不同。因此，在本试验成分范围内，不能将Mg含量与沟槽深度简单归纳为单调关系，局部元素偏析、焊接热循环及接头两侧组织不对称等因素会共同影响腐蚀沟槽的形成和扩展。与Mg含量相近的焊丝相比，Zn含量提高至1.44%的焊丝5组表现出较轻的热影响区腐蚀，说明适度提高Zn含量具有改善局部耐剥落腐蚀性能的潜力。

由图3可知，试验板材2中不同设计焊丝组的平均腐蚀沟槽深度均低于ER5356组，表明设计焊丝可改善焊缝边缘这一局部薄弱区域的耐蚀性。按图中平均值比较，焊丝3组的平均沟槽深度最小（157.4 μm）；焊丝4组和焊丝5组对应的平均沟槽深度分别为173.9 μm和176.8 μm，两者较为接近，且均明显低于ER5356组的267.2 μm。值得注意的是，Zn含量约为1.0%的焊丝1组～焊丝4组，其平均沟槽深度呈波动变化，而非单调变化，进一步说明Mg含量并非决定焊缝边缘局部腐蚀的唯一因素。此外，各组试样左右两侧的沟槽深度存在差异，说明焊接接头两侧的局部组织或电化学状态可能并不完全对称。

2.2 耐晶间腐蚀行为

试验板材1焊接样品经晶间腐蚀试验后的横截面局部放大形貌如图4所示。需要指出的是，由图1（a）与图2（a）可见，焊丝4组在焊缝区域出现连续气孔，推测这与焊丝合金化程度过高有关，故耐晶间腐蚀试验中未再引入该组别。为提高不同焊丝之间的可比性，从原始显微拼接图中重新高分辨率导出并裁剪焊缝边缘区域，重点展示热影响区1

（HAZ1）、部分熔化区（PMZ）及焊缝区（WZ）的腐蚀形貌。由图4可知，各组均未出现明显沿晶腐蚀，主要表现为不同程度的腐蚀坑；焊缝区腐蚀坑较少，热影响区和部分熔化区相对较多。与ER5356组相比，图中所示其余焊丝组的晶间腐蚀敏感性未见上升。由于各组均未形成典型连续沿晶腐蚀通道，组间差异更适合解释为焊缝边缘伴随点蚀程度的差别。



（a）焊丝1



（b）焊丝2



（c）焊丝3



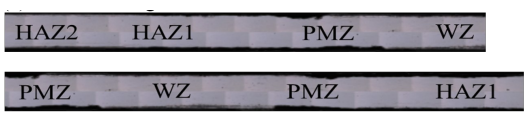
（d）焊丝5



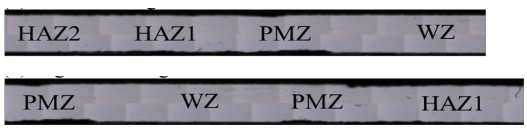
（e）ER5356

图4　试验板材1焊接样品经晶间腐蚀后的横截面局部放大形貌

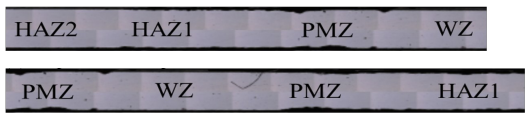
试验板材2的晶间腐蚀试验结果如图5所示。为直接比较腐蚀坑在焊缝边缘的分布，将原始图中焊缝左右两侧的HAZ、PMZ及WZ过渡区域分别裁剪放大。各组同样未观察到明显的连续沿晶腐蚀，主要腐蚀形态为局部点蚀；腐蚀坑主要集中在部分熔化区及其邻近热影响区，其中部分熔化区最为敏感。与ER5356组相比，图中所示其余设计焊丝组在部分熔化区的腐蚀坑数量较少、腐蚀程度较低。因此，在本试验条件下，设计焊丝未提高试验板材2焊接接头的晶间腐蚀敏感性，并可减轻焊缝边缘伴随的点蚀。



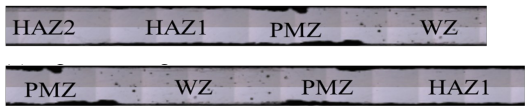
（a）焊丝1



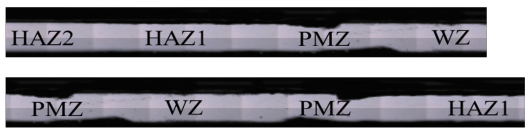
（b）焊丝2



（c）焊丝3



（d）焊丝5

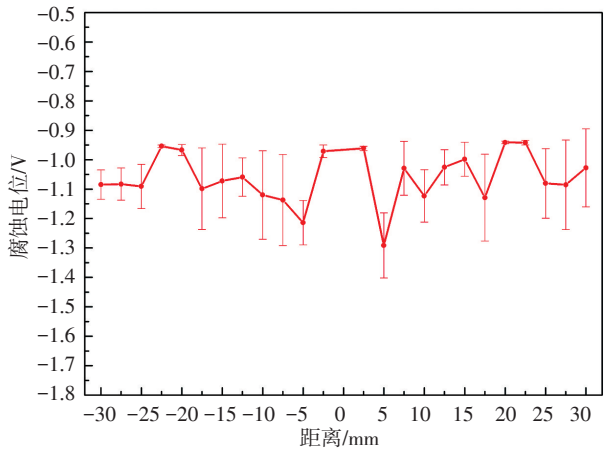


（e）ER5356

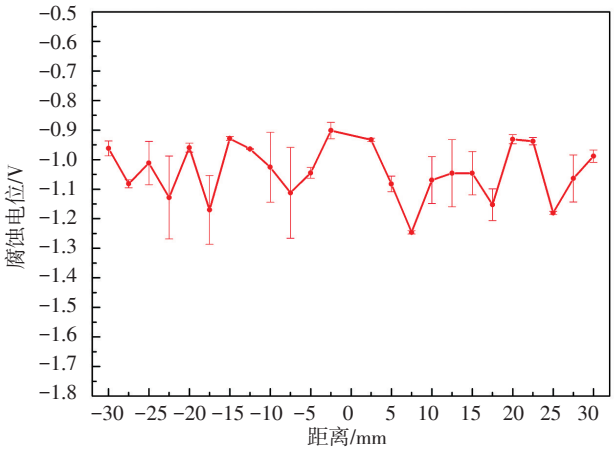
图5　试验板材2焊接样品经晶间腐蚀后的横截面局部放大形貌

2.3　腐蚀电位测试

为分析局部电化学差异与腐蚀位置之间的关系，选取综合耐蚀性较好的焊丝5和ER5356进行对照腐蚀电位测试，结果如图6所示。两组样品的腐蚀电位均随距焊缝中心的距离发生明显波动，其共同特征是在距焊缝中心约5 mm、即焊缝边缘或部分熔化区附近出现局部最低值。该区域与相邻焊缝区之间存在较大的电位梯度，可能形成较强的局部微电偶腐蚀驱动力，这与部分熔化区腐蚀最严重的现象相一致。相较ER5356组，焊丝5组的焊缝区与邻近热影响区之间的电位变化幅度总体较小，与其热影响区腐蚀较轻的结果相吻合。此外，两侧部分熔化区和热影响区的电位分布不完全对称，这可能是两侧腐蚀沟槽深度不同的影响因素之一。上述结果表明，局部腐蚀位置及左右两侧腐蚀差异与接头各区域的腐蚀电位分布具有相关性。



（a）焊丝5组

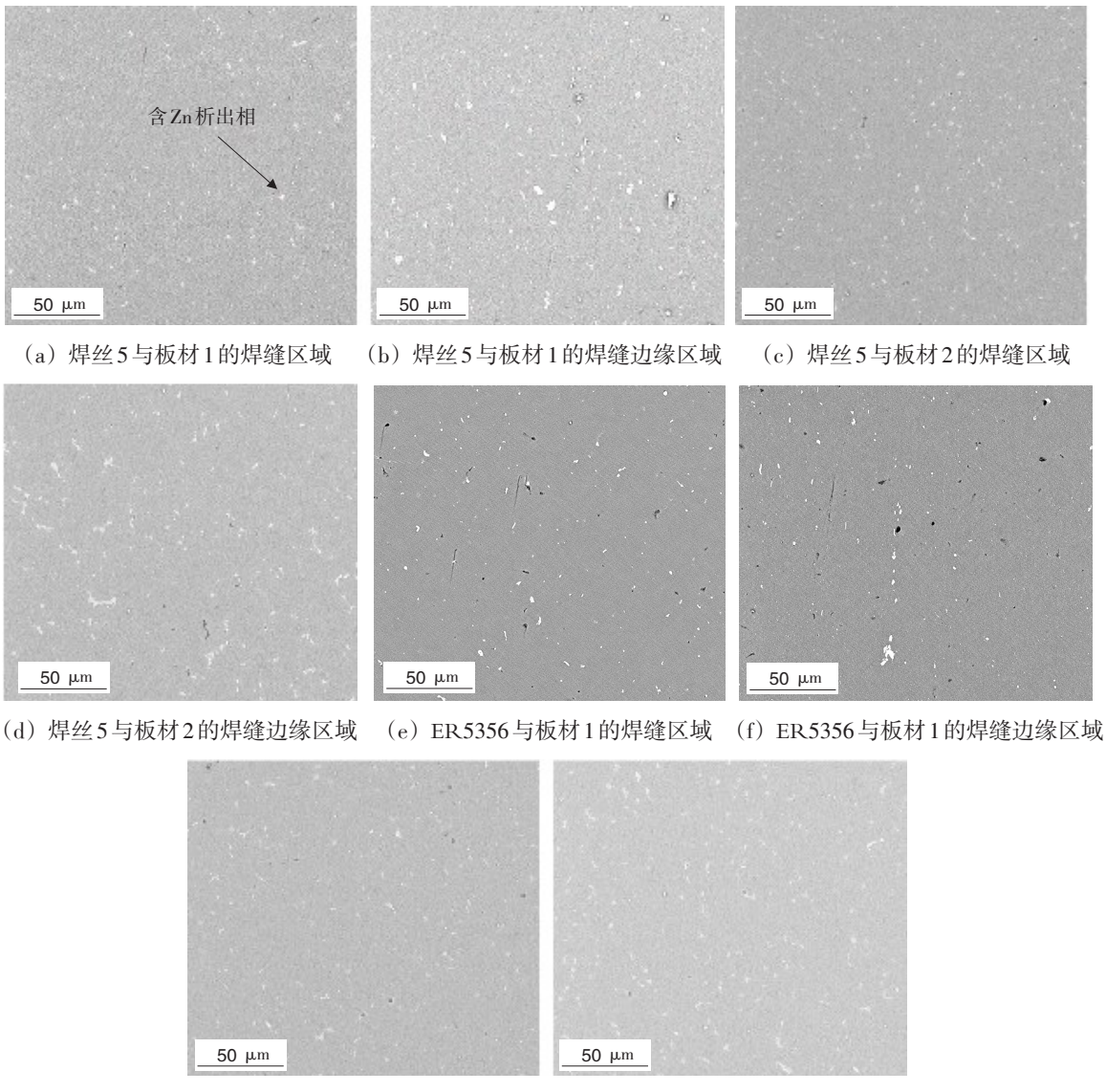


（b）ER5356组

图6 焊接样品的腐蚀电位分布

2.4 微观组织对腐蚀行为的影响

图7为焊丝5和ER5356焊丝与两种板材焊接后不同区域的SEM形貌。与传统ER5356焊丝组相比，焊丝5组的焊接接头过渡区域内第二相颗粒整体较细小，分布更为弥散，未见明显连续网状聚集，说明适度提高焊丝Zn含量并改善Mg与Zn配比有利于减弱焊缝与母材过渡区的组织突变。尤其在高Zn母材体系中，虽然该焊丝Zn含量（1.44%）仍低于母材（4.0%），但相较ER5356（0.10%）已明显缩小焊丝与母材之间的Zn成分差距；结合熔池稀释作用，可使过渡区成分变化更为渐进，从而有利于降低局部组织和电化学不均匀性。该结果说明，配套焊丝的“成分匹配”并不要求与母材完全等成分，适度的部分匹配同样可能改善焊缝边缘耐蚀性。



（a）焊丝5与板材1的焊缝区域 （b）焊丝5与板材1的焊缝边缘区域 （c）焊丝5与板材2的焊缝区域

（d）焊丝5与板材2的焊缝边缘区域 （e）ER5356与板材1的焊缝区域 （f）ER5356与板材1的焊缝边缘区域

（g）ER5356与板材2的焊缝区域 （h）ER5356与板材2的焊缝边缘区域

图7 焊丝5及ER5356焊接样品的SEM形貌

为探究焊丝3焊接接头不同微观区域的成分差异，选取5个特征位置进行了SEM形貌及EDS分析，结果如图8及表3所示。由图8及表3可知，位置1和位置2均具有明显的Mg、Zn富集特征，其中位置1还伴随Mn富集，可归为Al-Mg-Zn(-Mn)富集型复杂第二相；位置3以Al、Mn为主并含一定量Mg、Zn，可归为Al-Mn富集型第二相；位置4仅检测到Al和O，且质量分数接近Al_2O_3的成分特征，可判定为Al_2O_3夹杂物或表面氧化相；位置5以Al为主并含约4.82% Mg，对应α-Al(Mg)基体。上述结果进一步表明焊缝过渡区存在多类与基体成分差异明显的第二相或夹杂物，这些位置易形成局部微电偶并成为点蚀萌生位置。

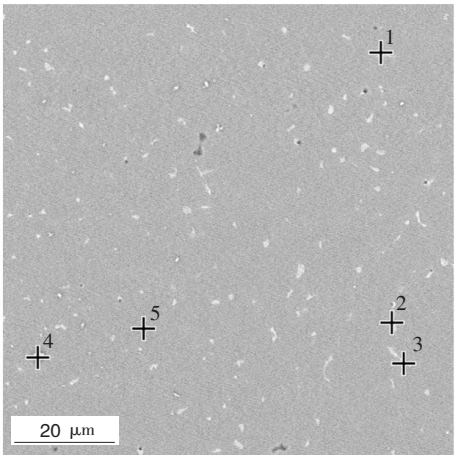


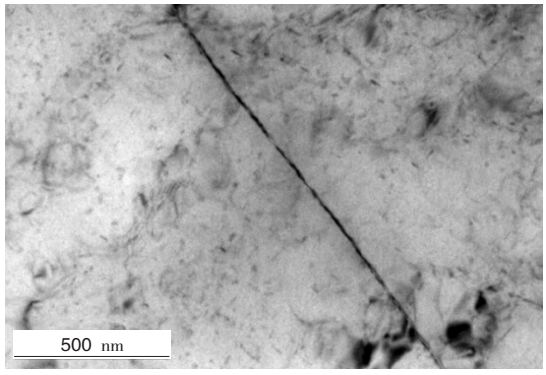
图8　焊丝3焊接试样的SEM形貌及EDS分析位置

表3　图8中各特征位置的EDS分析结果

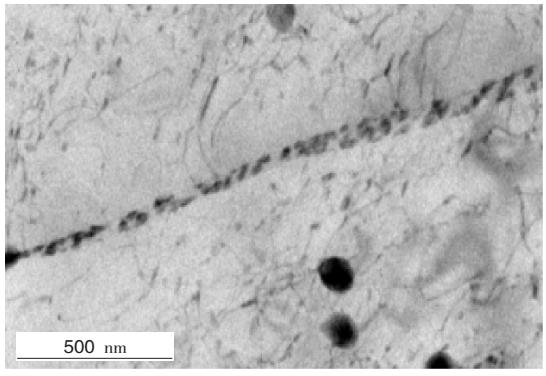
质量分数/%

	Al	Mg	Zn	Mn	O
位置1	66.18	17.35	11.33	5.14	—
位置2	58.36	25.75	15.89	—	—
位置3	75.29	10.24	3.30	11.17	—
位置4	49.35	—	—	—	50.65
位置5	95.18	4.82	—	—	—

晶界析出相对耐蚀性的影响主要取决于其连续性、覆盖率、尺寸及其与邻近基体之间的电化学差异，而不能简单以“析出相数量越多、尺寸越小，耐蚀性越好”来判断。焊丝5及ER5356焊接试样的TEM组织形貌如图9所示。图9（a）中晶界整体呈较细且均匀的线状衬度，沿晶界未见大量串珠状颗粒连续排列，晶界析出相表观覆盖率较低，呈非连续分布；相比之下，图9（b）中可见较多细小颗粒沿晶界密集排列，局部呈近连续状态。在焊缝与母材过渡区域，连续或近连续的晶界第二相及其邻近贫化区更容易建立连通的局部微电偶路径，促进腐蚀坑沿晶界连接并扩展。因此，焊丝5组所对应的低覆盖率、非连续晶界析出状态更有利于阻断腐蚀扩展路径。结合图6的腐蚀电位结果、图7的SEM形貌及表3的EDS分析结果可知，适度提高焊丝Zn含量并改善其与母材的部分成分匹配，可在一定程度上减小过渡区组织与电化学突变，这可能是该焊丝获得较优综合耐蚀性的重要原因。



（a）焊丝5



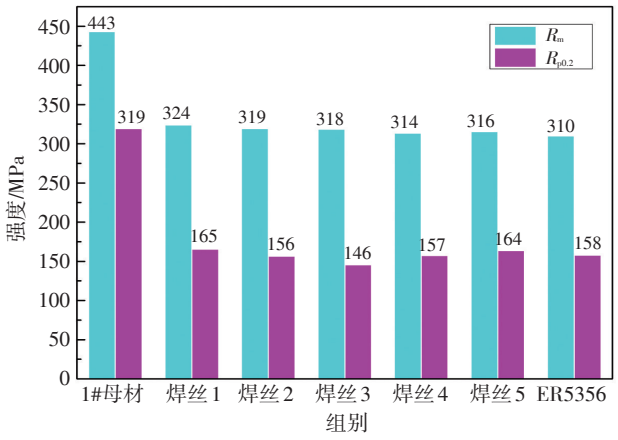
（b）ER5356

图9　焊丝5及ER5356焊接试样的TEM组织形貌

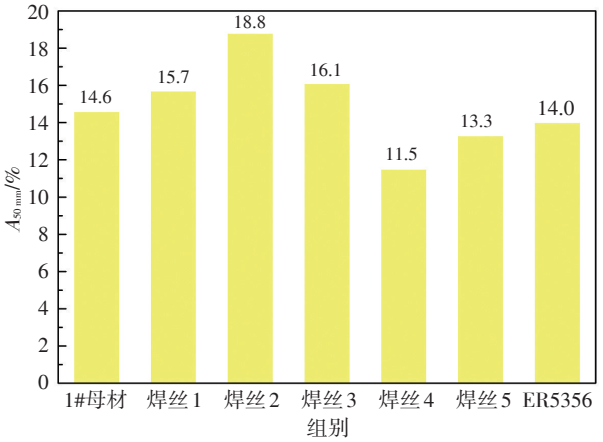
2.5　室温拉伸性能

为评价耐蚀性优化是否以接头承载能力下降为代价，对比进行了室温拉伸试验，结果如图10和图11所示。1#母材体系中，各设计焊丝接头的R_m为314～324 MPa，高于ER5356组的310 MPa；$R_{p0.2}$为146～165 MPa，与ER5356组的158 MPa相近；$A_{50\,mm}$为11.5%～18.8%，ER5356组为14.0%。2#母材体系中，各设计焊丝接头的R_m为316～327 MPa、$R_{p0.2}$为176～190 MPa，均高于ER5356组的304 MPa

和 157 MPa；$A_{50\ mm}$ 为 5.0% ~ 13.6%，ER5356 组为 12.6%。上述数据表明，设计焊丝在改善耐蚀性的同时未降低接头强度，但塑性对焊丝成分变化更为敏感。与 ER5356 相比，焊丝 5 在 1#母材体系中的 R_m 和 $R_{p0.2}$ 分别提高约 1.9%和 3.8%，在 2#母材体系中分别提高约 7.6%和 14.0%；其 $A_{50\ mm}$ 分别由 14.0%降至 13.3%、由 12.6%降至 11.0%。因此，该焊丝在改善局部耐蚀性的同时未牺牲接头强度，但塑性有所下降，说明后续成分优化应继续兼顾耐蚀性、强度和塑性。

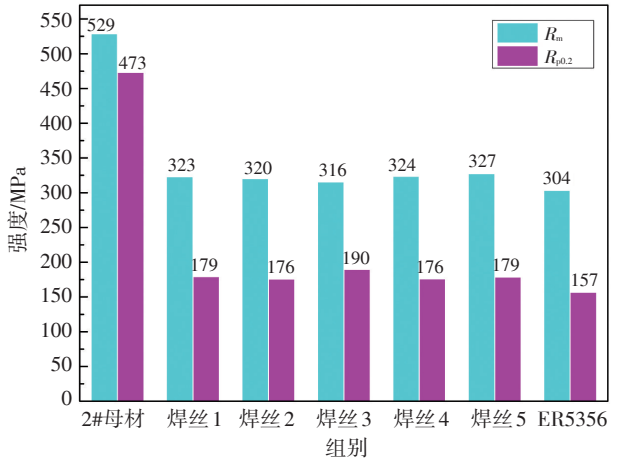


（a）强度

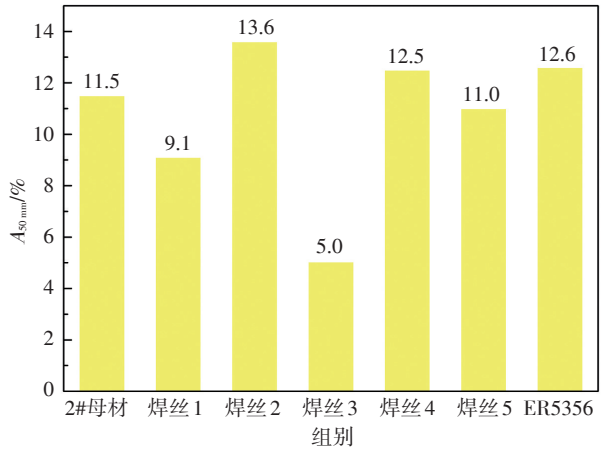


（b）断后伸长率

图 10　1#母材焊后焊缝拉伸试验结果



（c）强度



（d）断后伸长率

图 11　2#母材焊后焊缝拉伸试验结果

3　结论

（1）两种 Al–Mg–Zn 合金焊接接头均表现出明显的区域腐蚀差异，焊缝区耐蚀性总体较好，腐蚀主要集中在焊缝边缘的部分熔化区和热影响区。其中，试验板材 1 的腐蚀敏感区主要位于靠近母材侧的热影响区，试验板材 2 则主要位于部分熔化区。晶间腐蚀试验后，各组接头均未出现明显沿晶腐蚀，主要表现为不同程度的局部点蚀。

（2）焊丝中 Mg、Zn 含量对接头耐蚀性具有显著影响，但在 Zn 含量约为 1.0 %时，Mg 含量与焊缝边缘平均腐蚀沟槽深度之间未表现出严格单调关系，说明局部组织、元素偏析及焊接热循环具有耦合作用。适度提高 Zn 含量至 1.44%有利于减轻热影响区和部分熔化区的局部腐蚀。与 ER5356 焊丝相比，所设计焊丝均可降低焊缝边缘腐蚀沟槽深度，其中焊丝 3（Mg 含量 6.10 %、Zn 含量 1.08%）组最低，为 157.4 μm；焊丝 5（Mg 含量 5.95 %、Zn 含量 1.44%）组为 176.8 μm，均明显低于 ER5356 组的 267.2 μm。综合多种腐蚀指标，焊丝 5 表现出较

优的综合耐蚀性。

（3）焊接接头的局部腐蚀行为与区域间腐蚀电位差和组织均匀性密切相关。部分熔化区附近腐蚀电位最低，与相邻焊缝区之间形成较大的电位梯度，是局部腐蚀优先发生的重要原因。SEM-EDS结果表明，过渡区存在Al-Mg-Zn(-Mn)富集型复杂第二相、Al-Mn富集型第二相及Al_2O_3等成分不均匀区域；焊丝5可减小焊缝区与热影响区之间的电位波动，使第二相更加细小、弥散，并使晶界析出相趋于低覆盖率和非连续分布，从而削弱局部微电偶作用及腐蚀扩展倾向。

（4）室温拉伸结果表明，两种母材体系中设计焊丝接头的抗拉强度均不低于ER5356组。对于综合耐蚀性较好的焊丝5，其在1#和2#母材体系中的R_m分别为316 MPa和327 MPa，均高于ER5356的310 MPa和304 MPa；其$R_{p0.2}$也均高于ER5356组。该结果说明耐蚀性改善未以接头强度降低为代价，但$A_{50\,mm}$略有下降，后续仍需进一步优化强度-塑性-耐蚀性的综合匹配。

参考文献：

[1] Song Changrong，Dong Baixin，Zhang Siyu，et al. Recent progress of Al-Mg alloys: Forming and preparation process, microstructure manipulation and application[J]. Journal of Materials Research and Technology，2024（31）：3255-3286.

[2] Panagopoulos C N，Georgiou E P. The effect of cold rolling on the corrosion behaviour of 5083 aluminium alloys [J]. Metals，2024，14（2）：159.

[3] Chen Baiqiao，Liu Kun，Xu Sheng. Recent advances in aluminum welding for marine structures[J]. Journal of Marine Science and Engineering，2024，12（9）：1539.

[4] Aarthi R，Vijay Sekar K S，Subbaiah M. Effect of filler metals on mechanical and corrosion behaviour of TIG welded AA5083- F[J]. Materials Today: Proceedings，2026（123）：165-169.

[5] Wang Jianhua，Dong Quanpei，Wang Rongzhang，et al. Influence of Zn/Mg ratio on mechanical strength and corrosion resistance of Al-Zn-Mg alloys[J]. Journal of Alloys and Compounds，2025（1016）：178953.

[6] 李维，冯杰涛，房灿峰，等. 5A06合金TIG焊接头敏化失效机制及还原调控[J]. 金属学报，2026，62（6）：1105-1116.

[7] Yamamoto S，Taniguchi D，Okamoto T，et al. Nanoscale corrosion mechanism at grain boundaries of the Al-Zn-Mg alloy investigated by open-loop electric potential microscopy[J]. The Journal of Physical Chemistry C，2023，127（11）：5281-5288.

[8] Kim M，Perez-andrade L，Brewer L N，et al. Effect of microstructure on corrosion behavior of cold sprayed aluminum alloy 5083[J]. Corrosion and Materials Degradation，2024，5（1）：27-51.

[9] Umar M，Ganesan B，Jackson A M，et al. Microstructure and corrosion characteristics of AA5083 alloy weld beads produced by GTAW and SpinArc- GMAW[J]. Materials Today Communications，2024（41）：110467.

[10] Li Minggao，Sun Meiyu，Meng Linghao，et al. Quasi-in situ immersion characterization of grain structures evolution revealing the corrosion resistance of Al-Zn-Mg alloys with various Sc additions[J]. Journal of Central South University，2023，30（12）：3964-3974.

[11] GB/T 22639—2022　铝合金产品的剥落腐蚀试验方法[S].

[12] GB/T 7998—2023　铝合金晶间腐蚀敏感性评价方法[S].

Effects of Mg and Zn contents in welding wires on the localized corrosion behavior of TIG-Welded Al-Mg-Zn alloy joints

Zhang Zhaorui[1], Zhang Jishan[1], Yang Yang[2]

(1. State Key Laboratory for Advanced Metals and Materials, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China; 2. Chinalco Materials Application Research Institute Co., Ltd., Beijing 102209, China)

Abstract: To clarify the effects of Mg and Zn contents in welding wires on the localized corrosion behavior of TIG-welded Al-Mg-Zn alloy joints, five experimental welding wires with different Mg and Zn contents were designed for two Al-Mg-Zn test plates, with ER5356 wire used as a reference. Exfoliation corrosion tests, intergranular corrosion tests, corrosion potential measurements, SEM-EDS/TEM characterization, and room-temperature tensile tests were used to evaluate the overall performance of the joints. The results show that corrosion in the welded joints of both test plates was mainly concentrated in the partially melted zone and heat-affected zone adjacent to the weld edge, while the weld zone exhibited relatively better corrosion resistance. After intergranular corrosion tests, no evident intergranular attack was observed in any joint, and localized pitting was dominant. When the Zn content in the welding wire is approximately 1.0%, both the exfoliation-corrosion morphology of the heat-affected zone and the corrosion groove depth at the weld edge fluctuated with Mg content rather than showing a strict monotonic relationship, indicating that the effect of Mg was coupled with local microstructure, solute segregation, and welding thermal cycles. Increasing the Zn content moderately to 1.44 wt.% helped reduce localized corrosion in the heat-affected zone and partially melted zone. All designed welding wires reduced the average corrosion groove depth at the weld edge. For wire 3 (the mass fractions of Mg and Zn are 6.10% and 1.08%, respectively) and wire 5 (the mass fractions of Mg and Zn are 5.95% and 1.44%, respectively), the average groove depths were 157.4 μm and 176.8 μm, respectively, markedly lower than 267.2 μm for ER5356. Wire 5 also reduced the corrosion potential fluctuation between the weld zone and heat-affected zone, and made the second phase in the transition zone finer and more dispersed, with the grain-boundary precipitates exhibiting low coverage and discontinuous distribution. Room-temperature tensile results further showed that the ultimate tensile strengths of joints made with the designed wires were higher than those of the ER5356 control group in both base-material systems, indicating that the improvement in corrosion resistance was not achieved at the expense of joint strength, although the elongation after fracture varied with wire composition.

Keywords: Al-Mg-Zn alloy; welding wire ; localized corrosion; corrosion potential; microstructure