第 47 卷 第 9 期 焊 接 学 报 Vol. 47(9):54 − 65
2026 年 9 月 TRANSACTIONS OF THE CHINA WELDING INSTITUTION September 2026

引文格式: 马寅, 田峻, 周晓辉, 等. 不同 Mg 含量的新型高强 Al-Mg-Zn 合金 TIG 焊接接头组织性能[J]. 焊接学报, 2026, 47(9): 54 − 65. MA Yin, TIAN Jun, ZHOU Xiaohui, *et al*. Microstructure and properties of TIG welded joints in novel high-strength Al-Mg-Zn alloys with different Mg contents[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2026, 47(9): 54 − 65.

不同 Mg 含量的新型高强 Al-Mg-Zn 合金 TIG 焊接接头组织性能

马寅[1], 田峻[2,3], 周晓辉[2,3], 刘福运[1,2,3], 韩晓辉[1], 檀财旺[2,3], 宋晓国[2,3]

(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 (威海), 山东省特种焊接技术重点实验室, 威海, 264209; 3. 哈尔滨工业大学, 材料结构精密焊接与连接全国重点实验室, 哈尔滨, 150001)

摘要: 为揭示 Mg 含量对 Al-Mg-Zn 合金钨极惰性气体保护电弧焊 (tungsten inert gas arc welding, TIG) 接头组织与性能的影响规律, 选取 Al-7Mg-3Zn、Al-8.5Mg-3Zn 和 Al-10Mg-3Zn 合金进行 TIG 焊接, 结合 SEM、EDS、EBSD 等表征手段, 对焊缝微观组织、晶体学特征及接头力学性能进行对比分析. 结果表明, 随着 Mg 含量增加, 焊缝第二相发生显著演化: Al_6Mn 由粗大块状逐渐细化并弥散分布, 而 Al-Mg-Zn 共晶相逐渐粗化且沿晶界呈连续分布. EBSD 表征结果显示, 3 种焊缝均为等轴晶且织构较弱, 其中 8.5Mg 焊缝晶粒最细 (约 13.8 μm) 且应变分布更均匀; 10Mg 焊缝晶粒显著粗化 (约 25.6 μm), 低角度晶界比例升高, 且沿连续第二相及晶界出现局部应变集中. 在力学性能方面, 接头力学性能随 Mg 含量增加呈先增大后减小趋势, 8.5Mg 接头抗拉强度最高 (304.16 MPa) 且强塑性匹配最佳; 10Mg 接头强度降至 242.74 MPa, 并表现出明显脆化倾向, 表明过高 Mg 含量会削弱焊接接头综合性能.

创新点: (1) 揭示了不同 Mg 含量新型 Al-Mg-Zn 合金 TIG 焊接接头的组织与性能特征.
(2) 明确了 Al-8.5Mg-3Zn 合金 TIG 焊接接头具有最佳强塑性匹配.

关键词: Al-Mg-Zn 合金; 钨极惰性气体保护电弧焊; 微观组织; 力学性能
中图分类号: TG 401; TG 407 **文献标识码:** A **doi:** 10.12073/j.hjxb.20260131001

Microstructure and properties of TIG welded joints in novel high-strength Al-Mg-Zn alloys with different Mg contents

MA Yin[1], TIAN Jun[2,3], ZHOU Xiaohui[2,3], LIU Fuyun[1,2,3], HAN Xiaohui[1], TAN Caiwang[2,3], SONG Xiaoguo[2,3]

(1. CRCC Qingdao Sifang Co., Ltd., Qingdao, 266111, China; 2. Shandong Provincial Key Laboratory of Special Welding Technology, Harbin Institute of Technology (Weihai), Weihai, 264209, China; 3. State Key Laboratory of Precision Welding & Joining of Materials and Structures, Harbin Institute of Technology, Harbin, 150001, China)

Abstract: To investigate the influence of Mg content on the microstructure and properties of tungsten inert gas arc welding (TIG) joints in Al-Mg-Zn alloys, three alloys, namely Al-7Mg-3Zn, Al-8.5Mg-3Zn, and Al-10Mg-3Zn, were selected for TIG welding, and the weld microstructure, crystallographic features, and mechanical properties of the joints were comparatively analyzed by combining characterization methods such as SEM, EDS, and EBSD. Results indicate that with the increase of Mg content, the second phase in the weld undergoes a significant evolution: Al_6Mn gradually refines from coarse blocks and disperses, while the Al-Mg-Zn eutectic phase gradually coarsens and is distributed continuously along the grain boundaries. EBSD characterization results

收稿日期: 2026 − 01 − 31; **录用日期:** 2026 − 04 − 06
基金项目: 国家重点研发计划项目 (2023YFB3710400)

show that all three welds are composed of equiaxed grains with weak textures. The 8.5Mg weld has the finest grain size (approximately 13.8 μm) and a more uniform strain distribution; the 10Mg weld exhibits significantly coarsened grains (approximately 25.6 μm), an increased proportion of low-angle grain boundaries, and localized strain concentration along the continuous second phase and grain boundaries. In terms of mechanical properties, the mechanical properties of the joints first increase and then decrease with the increase of Mg content. The 8.5Mg joint has the highest tensile strength (304.16 MPa) and the best match of strength and ductility; the strength of the 10Mg joint decreases to 242.74 MPa, and it shows a clear embrittlement tendency, which indicates that an excessively high Mg content weakens the comprehensive properties of the welded joint.

Highlights: (1) The microstructure and property characteristics of TIG welded joints in novel Al-Mg-Zn alloys with different Mg contents were revealed.

(2) It was clarified that the TIG welded joint of the Al-8.5Mg-3Zn alloy exhibited the optimal match of strength and ductility.

Key words: Al-Mg-Zn alloy; tungsten inert gas arc welding; microstructure; mechanical property

0　序言

随着轨道交通装备向高速化、重载化及服役环境复杂化方向发展, 对结构材料的轻量化、高强度及高可靠连接性能提出了更为严苛的要求[1-2]. 铝合金凭借密度低、比强度高、耐蚀性好等优势, 已广泛应用于轨道车辆车体、底架及承载构件等关键部位. 传统轨道交通用铝合金以 Al-Mg 系 (5xxx 系) 和 Al-Zn-Mg 系 (7xxx 系) 为代表, 其中 Al-Mg 系合金焊接性能优良但强度水平有限, 而 Al-Zn-Mg 系合金虽然具备较高强度, 却普遍存在焊接热裂纹敏感性高、接头软化严重等问题, 制约了其在大型焊接结构中的应用[3-4]. 在此背景下, Al-Mg-Zn 系高 Mg 铝合金通过在 Al-Mg 基体中引入适量 Zn 元素, 在保持良好焊接性的同时实现强度提升, 被认为是轨道交通用铝合金升级换代的重要候选材料体系, 近年来逐渐受到关注[5-6].

熔化焊接作为铝合金构件实现高效连接的关键工艺之一, 其焊缝金属经历快速熔化、凝固及复杂热循环, 不同 Mg 含量条件下接头的组织性能发生显著变化. WANG 等人[7] 指出, Al-Mg-Zn 合金 (含该体系微合金化改性合金) 熔焊焊缝表现出最严重的软化现象, 主要归因于蒸发引起 Mg 元素损失、第二相溶解或粗化以及晶粒粗大所引起的固溶强化、第二相强化以及晶界强化效应减弱. TIAN 等人[8] 研究了 Mg 和 Zn 总含量对 Al-Zn-Mg-Cu-Zr 合金组织性能的影响, 研究发现随着 Mg、Zn 总含量的增大 (2.61%→11.40%, 质量分数), 晶界析出物逐渐粗化, 接头抗拉强度增大 (309 MPa→620 MPa) 而断后伸长率降低 (29.9%→8.5%). 而在 Al-Mg-Zn 合金熔化焊接中, Mg 与 Zn 在凝固末期易发生偏析并在晶界间形成共晶或富集相[9]. 这主要是由于 Mg 和 Zn 的溶质分配系数小于 1, 导致元素显著偏析, 易在晶界处形成粗大的第二相从而削弱晶界结合强度, 诱发晶粒异常长大和局部应力集中[10]. 以此推测在焊接过程中, Mg 含量对晶界第二相的析出存在一定促进作用, 进而影响接头强韧性.

高 Mg 含量铝合金充分利用 Mg 元素的固溶强化作用显著提升力学性能, 然而目前高 Mg 含量对新型高强 Al-Mg-Zn 合金熔焊组织性能的影响规律还不清晰[11]. 因此, 系统揭示不同 Mg 含量下 Al-Mg-Zn 合金熔化焊接焊缝中微观组织和力学性能的内在影响规律, 对实现材料成分与焊接性能的协同优化具有重要科学与工程价值. 基于上述背景, 文中选取 Mg 含量分别为 7%、8.5% 和 10%(质量分数, Zn 含量固定为 3%) 的 3 种 Al-Mg-Zn 合金, 开展 TIG 焊接试验, 研究 Mg 含量变化对焊缝显微组织、晶体学特征及接头力学性能的影响规律. 文中研究结果可为轨道交通用新型高强 Al-Mg-Zn 合金的成分设计、焊接工艺优化及工程应用提供理论依据和技术参考.

1　试验方法

试验材料为 3 种不同 Mg 含量的新型高强 Al-Mg-Zn 合金: Al-7Mg-3Zn、Al-8.5Mg-3Zn 以及 Al-10Mg-3Zn, 化学成分如表 1 所示. 板材尺寸为 120 mm × 60 mm × 4 mm, 热处理状态为 T6 态.

试验平台主要由 Phoenix 401 puls MM FDW 多功能弧焊机、焊接行走平台以及电脑控制系统

表 1 Al-Mg-Zn 合金的化学成分 (质量分数，%)
Table 1 Chemical composition of Al-Mg-Zn alloy

材料	Mg	Zn	Zr	Si	Fe	Mn	Ti	Cu	Cr	Al
Al-7Mg-3Zn	7.0	3.0	0.1	0.15	0.05	0.15	0.03	0.004	<0.002	余量
Al-8.5Mg-3Zn	8.5	3.0	0.1	0.15	0.05	0.15	0.03	0.004	<0.002	余量
Al-10Mg-3Zn	10.0	3.0	0.1	0.15	0.05	0.15	0.03	0.004	<0.002	余量

组成. 焊接过程中焊枪和板材夹角固定为 80°, 钨极与板材的间距为 5 mm. 焊接电流采用电流频率为 50 Hz 的交流模式, 具体数值为 130 A, 焊接速度为 0.3 m/min, 选用纯度 99.99% 的氩气作为保护气体, 气体流量为 15 L/min, 试验平台及试样尺寸如图 1 所示. 试验前使用角磨机打磨, 去除板材表面氧化膜, 然后用无水乙醇洗去表面油污并烘干.

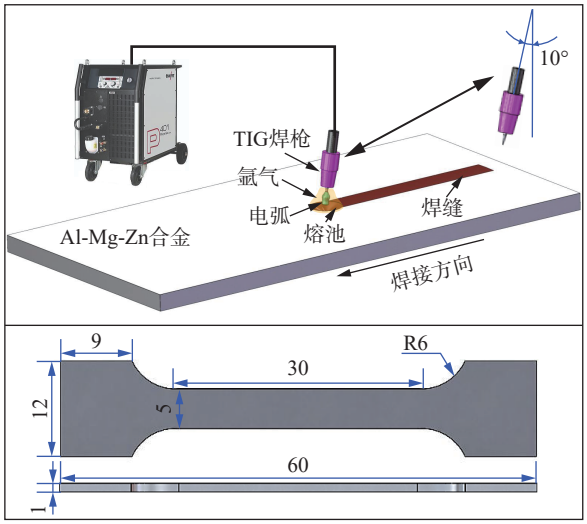


图 1 焊接试验平台及试样尺寸示意图 (mm)
Fig. 1 Schematic diagram of welding test platform and specimen dimensions

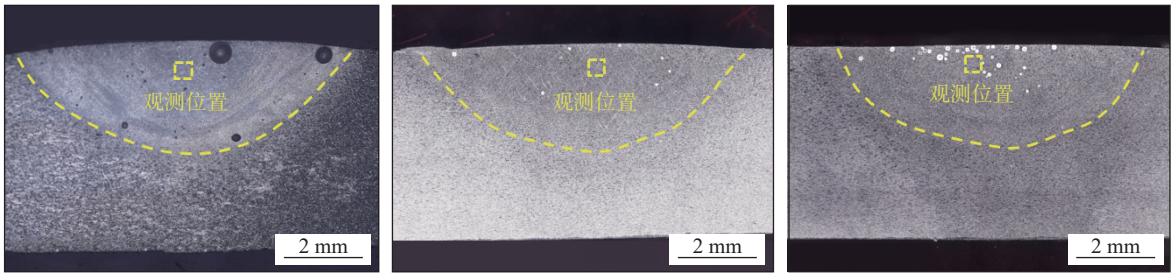
按照 ASTM E340-15 标准制备金相试样. 首先, 采用线切割方式制取金相试样, 取样方向垂直于焊接方向, 宽度为 15 mm, 沿焊缝方向长度为 5 mm. 随后, 依次选用 400 目、800 目、1000 目和 2000 目砂纸对试样进行逐级打磨, 直至待观察表面无明显机械划痕. 完成打磨后, 对试样表面进行抛光处理, 使其达到镜面状态, 使用清水和无水乙醇对试样进行冲洗, 并烘干处理. 最终, 将制备完成的金相试样置于 Zeiss MERLIN Compact 场发射扫描电镜下进行观察, 以获取焊接接头的显微组织形貌.

维氏硬度测试采用研润 HMAS-D1000Z 全自动硬度计进行, 测试区域涵盖焊缝区、热影响区及母材区, 距离板材顶部 0.5 mm 处, 间隔 0.25 mm. 试验加载载荷为 0.98 N, 加载时间为 10 s, 相邻测点间距设定为 0.2 mm. 拉伸性能测试在 UTM4204X 电子万能试验机上进行, 拉伸速率为 2 mm/min. 为降低试验误差, 在相同工艺参数条件下, 每种材料均选取 3 个试样进行拉伸试验, 并取其平均值作为最终的抗拉强度和断后伸长率.

2 结果与讨论

2.1 接头微观组织特征

图 2 为不同 Mg 含量 Al-Mg-Zn 合金 TIG 焊接接头的宏观截面形貌及显微组织观察位置示意图. 可以看出, 3 种接头均形成了较稳定的焊缝截面形貌. 为保证不同试样组织表征结果的可比性, 文中 SEM、EDS、EBSD 分析区域均选取于焊缝中心位置.



(a) Al-7Mg-3Zn (b) Al-8.5Mg-3Zn (c) Al-10Mg-3Zn

图 2 不同 Mg 含量 Al-Mg-Zn 合金 TIG 焊接接头宏观截面形貌及观察位置示意图
Fig. 2 Macro cross-sectional morphologies and observation positions of TIG welded joints in Al-Mg-Zn alloys with different Mg contents. (a) Al-7Mg-3Zn; (b) Al-8.5Mg-3Zn; (c) Al-10Mg-3Zn

图 3～图 5 分别展示了 Al-7Mg-3Zn、Al-8.5Mg-3Zn 和 Al-10Mg-3Zn 合金 TIG 焊接焊缝区的 SEM 形貌及对应的 EDS 元素分布结果. 可以看出，随着母材 Mg 含量的增加，焊缝微观组织中第二相类型、尺寸及分布特征产生显著变化. 如图 3 所示，在 Al-7Mg-3Zn 焊接接头中，焊缝主要由 α-Al 基体以及沿晶界分布的 Al-Mg-Zn 共晶相组成，同时可观察到尺寸较大的块状 Al-Mn 共晶相. EDS 结果表明，该类相中 Mn 元素明显富集，而 Mg 和 Zn 元素主要是在晶界呈现共偏聚状态，说明在较低 Mg 含量条件下，Mn 元素易在凝固过程形成稳定的粗大共晶相.

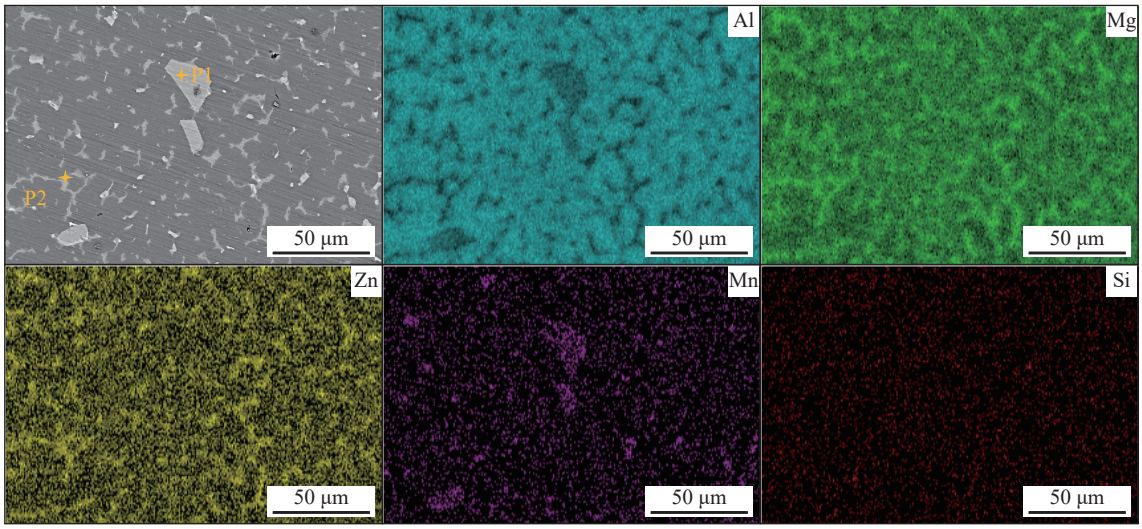


图 3　Al-7Mg-3Zn 合金 TIG 焊接接头微观组织及元素组成

Fig. 3　Microstructure and elemental composition of Al-7Mg-3Zn alloy TIG welded joints

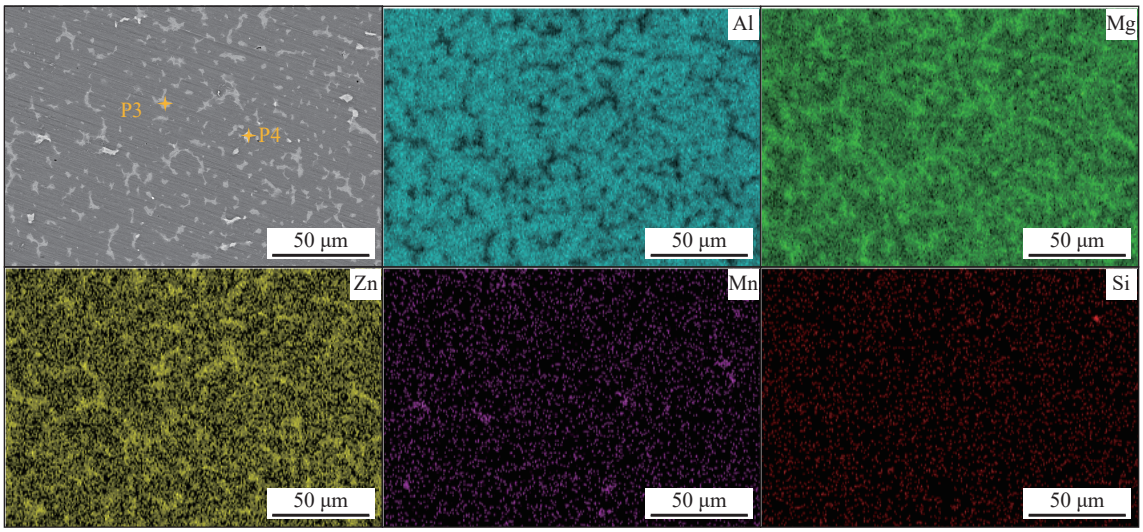


图 4　Al-8.5Mg-3Zn 合金 TIG 焊接接头微观组织及元素组成

Fig. 4　Microstructure and elemental composition of the TIG welded joint in the Al-8.5Mg-3Zn alloy

如图 4 所示，当 Mg 含量增加至 8.5% 时，焊缝组织中的 Al-Mg-Zn 共晶相的形貌和分布特征未发生明显改变，仍主要沿晶界分布. 然而，原在 7Mg 焊缝中大量存在的大尺寸 Al-Mn 共晶相数量和尺寸均显著降低，仅以细小弥散相的形式存在于焊缝基体中. 这表明 Mg 含量的提高在一定程度上抑制了 Mn 元素的偏聚和粗化行为，使 Al-Mn 相更趋于细化和弥散化，从而改善焊缝组织的均匀性.

如图 5 所示，进一步提高 Mg 含量至 10% 后，焊缝组织形貌特征发生明显变化. 对于 Al-Mn 共晶相，其含量和尺寸进一步减小. 而 Al-Mg-Zn 共晶相尺寸则明显增大，连续性增强，转变为沿晶界连续分布的网状结构. EDS 面扫描结果显示，Mg 和 Zn 元素在晶界高度富集，表明高 Mg 含量显著促

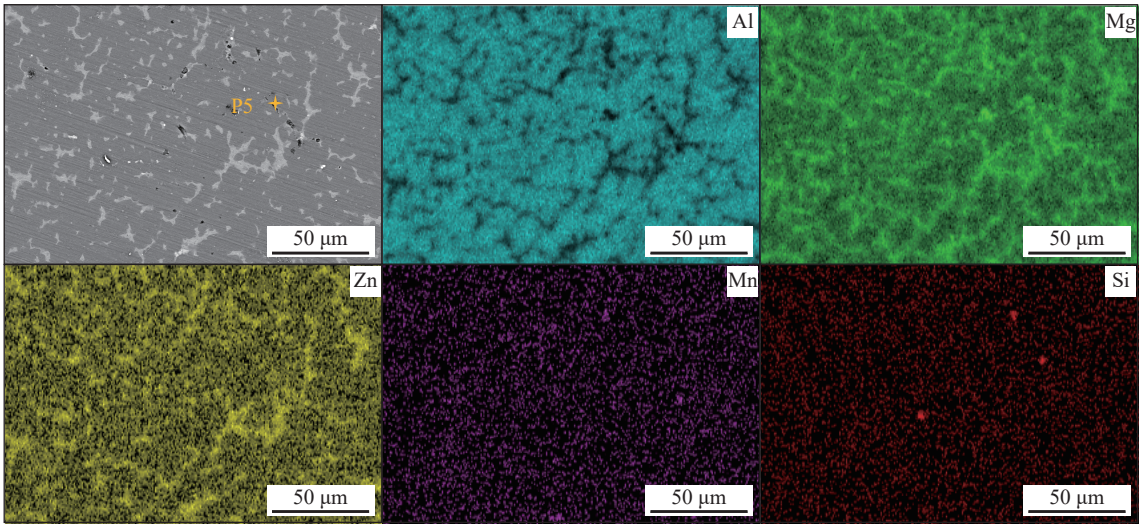


图 5 Al-10Mg-3Zn 合金 TIG 焊接接头微观组织及元素组成

Fig. 5 Microstructure and elemental composition of Al-10Mg-3Zn alloy TIG welded joints

进 Al-Mg-Zn 共晶相的生成和长大.结果表明, 随着 Mg 含量的提高, 焊缝组织中 Al-Mn 共晶相尺寸和含量逐渐减小, 而 Al-Mg-Zn 共晶相连续性增强, 转变为网状结构.

为了进一步揭示 Al-Mg-Zn 以及 Al-Mn 共晶相的组成, 对图 3 ~ 图 5 中的典型区域进行 EDS 点扫描分析, 结果如表 2 所示. 在 P1 和 P4 点中, 呈现明显的 Mn 元素富集特征, 同时伴随一定量的 Mg 固溶, 而 Zn 元素未出现明显的偏聚. 在 Al-Mg-Zn 系合金焊缝中, Mn 元素在固态 Al 中的固溶度较低, 焊接过程中易在凝固后期发生偏聚并形成热力学稳定的 Al-Mn 相. Mg 元素在该相中的存在, 说明在快速凝固条件下, Mg 可能以有限的固溶形式进入 Al-Mn 相中, 但并未改变其以 Mn 富集为主的本质特征.结合具体含量, 推测 Al-Mn 共晶相为 Al_6Mn, 前文观察到的粗大块状第二相, 也与 ZHANG 等人的研究结果类似[12].

表 2 不同测量点的元素成分 (原子分数, %)

Table 2 Elemental composition at different measurement points

点	Al	Mg	Zn	Mn	Si
P1	76.74	11.20	1.31	10.59	0.16
P2	70.80	24.75	4.05	0.33	0.07
P3	71.44	22.18	5.64	0.61	0.13
P4	73.40	13.78	1.36	11.39	0.07
P5	87.42	8.02	0.76	0.21	3.59

P2、P3 点处 Mg 显著富集并伴随一定程度 Zn 富集, Mn 与 Si 含量极低. Mg 与 Zn 元素在凝固末期易发生偏析, 在晶界或枝晶间形成 Al-Mg-Zn 共晶相, 该相在 Al-Zn-Mg-Cu 合金及 Al-Zn-Mg 合金热加工中常见[13-14]. 此外, 母材中微量 Si 在凝固末期偏聚, 形成少量 Si 富集析出相; 在含 Mg 合金体系中可能形成如 Mg_2Si 等析出相, 尤其是在文中所用 Mg 含量较高的 Al-Mg-Zn 体系中. 此类析出相整体含量较低, 影响相对有限.

对 3 种 Al-Mg-Zn 合金 TIG 焊接焊缝晶体学特征进行分析.图 6 展示了不同 Mg 含量 Al-Mg-Zn 合金 TIG 焊接焊缝的反极图 (inverse pole figure, IPF) 图及晶粒尺寸分布. 可以看出, Mg 含量的变化对焊缝晶粒尺寸产生一定程度的影响. 由 IPF 图可知, 3 种焊缝均由 α-Al 等轴晶组成, 晶粒取向分布较为随机. 随着 Mg 含量的增大, 晶粒尺寸表现出明显的差异. 在 7Mg 焊缝中, 存在明显的粗晶区和细晶区, 平均晶粒尺寸约为 14.5 μm. 当 Mg 含量增加至 8.5% 时, 焊缝区晶粒细化, 且分布趋于集中, 平均晶粒尺寸降低至 13.8 μm, 表明中等 Mg 含量有利于焊缝凝固过程中晶粒形核数量的增加, 从而实现晶粒细化. 然而, 在 10Mg 焊缝中, 晶粒尺寸显著增大, 平均晶粒尺寸提高至 25.6 μm, 同时粗大晶粒比例明显增加. 这一现象与前文显微组织分析中观察到的 Al-Mg-Zn 共晶相粗化及连续化趋势密切相关; 高 Mg 含量下, 晶界处第二相的连续分布削弱了晶界对晶粒长大的钉扎作用, 促进了晶粒异常长大.

图 7 为不同 Mg 含量 Al-Mg-Zn 合金 TIG 焊接焊缝 α-Al 的{100}、{110}与{111}极图分布. 3 种焊缝均未表现出强烈的单一择优取向, 整体织构强度较低, 表明 TIG 焊接过程中焊缝铝合金晶粒生长

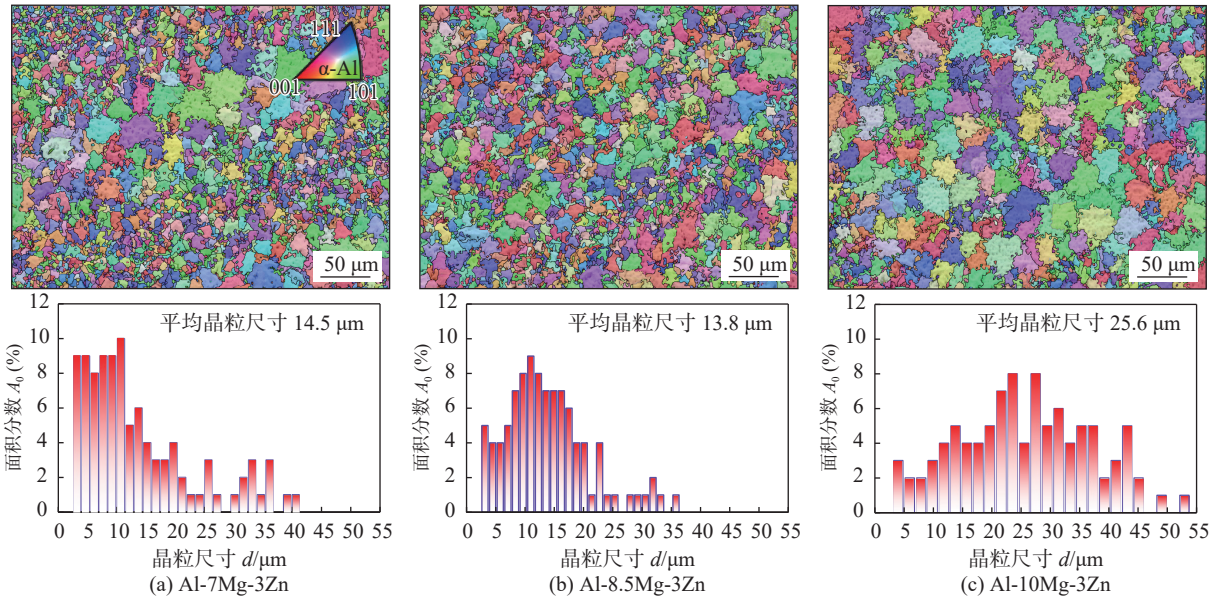


图 6　Al-Mg-Zn 合金 TIG 焊接接头 IPF 图及晶粒尺寸

Fig. 6　IPF diagrams and grain sizes of Al-Mg-Zn alloy TIG welded joints. (a) Al-7Mg-3Zn; (b) Al-8.5Mg-3Zn; (c) Al-10Mg-3Zn

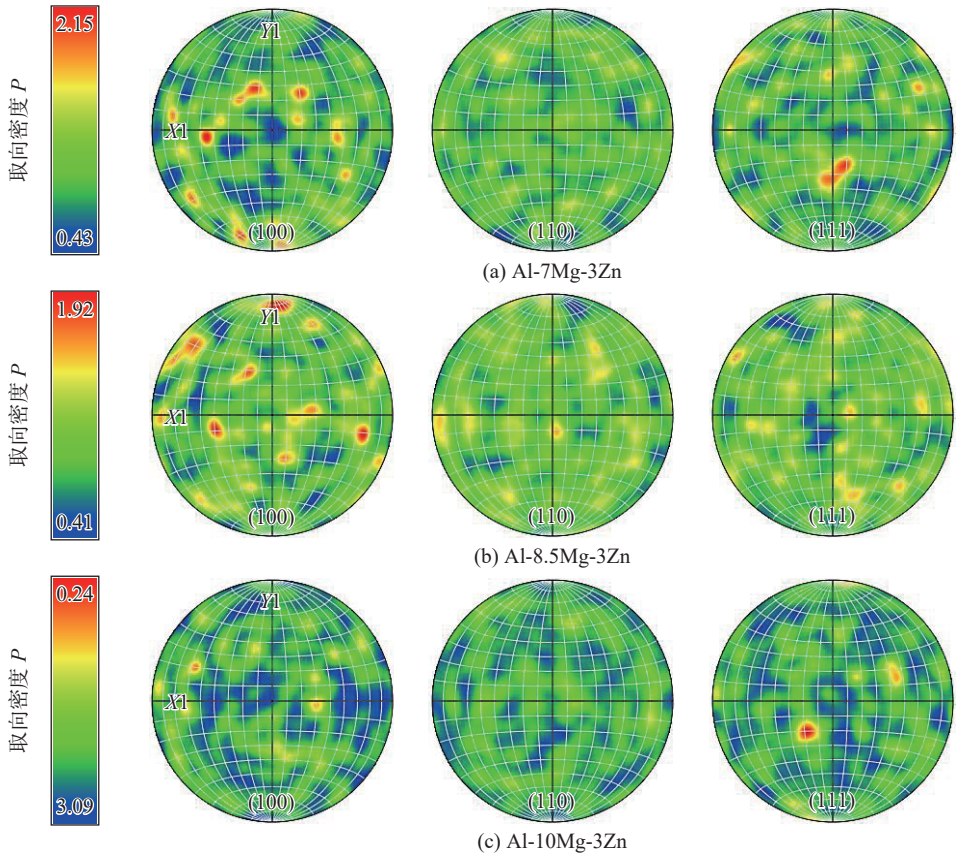


图 7　Al-Mg-Zn 合金 TIG 焊接接头极图

Fig. 7　Pole figures of Al-Mg-Zn alloy TIG welded joints. (a) Al-7Mg-3Zn; (b) Al-8.5Mg-3Zn; (c) Al-10Mg-3Zn

以近似随机取向为主[15]. 不同 Mg 含量焊缝在织构分布均匀性及局部取向集中特征方面仍存在一定差异.

如图 7(a) 所示，7Mg 焊缝极图中可观察到若干离散的取向密集区，其最大取向密度约为 2.15. 结果表明，较低 Mg 含量下，焊缝晶粒在凝固过程中仍受局部热流方向与晶体学生长优势取向的影响，形成一定程度的弱织构. 这与前述 EBSD 结果中较细小且分布不均的晶粒特征相一致.

如图 7(b) 所示，当 Mg 含量增加至 8.5% 时，

3 组极图中的取向分布明显趋于均匀, 局部取向集中现象减弱, 最大取向密度降至 1.92. 结果表明, 中等 Mg 含量有利于促进焊缝区晶粒的等轴形核与多取向竞争生长, 从而削弱择优取向的形成. 结合 IPF 及晶粒尺寸统计结果可知, 8.5Mg 焊缝晶粒细化程度最高, 晶界数量增加, 有效抑制了特定取向晶粒的异常长大, 使焊缝织构进一步随机化.

如图 7(c) 所示, 相比之下 10Mg 焊缝极图分布呈现更弥散的特征, 整体织构强度显著降低, 最大取向密度仅为 0.24. 这表明高 Mg 含量下, 焊缝区几乎不形成明显的宏观织构. 尽管该焊缝晶粒尺寸明显增大, 但其晶体取向仍保持高度随机. 这一现象可能与高 Mg 含量引起的 Al-Mg-Zn 共晶相粗化与连续化有关, 该类第二相在晶界处偏聚, 显著扰乱了晶粒的择优生长路径, 从而进一步削弱了择优取向.

图 8 为不同 Mg 含量 Al-Mg-Zn 合金 TIG 焊接焊缝的晶界角度分布结果. 3 种焊缝中均以高角度晶界 (high-angle grain boundaries, HAGBs, > 15°) 为主, 比例均大于 95%, 说明焊缝金属在凝固及冷却过程中经历了充分的取向重排. 在 7Mg 和 8.5Mg 焊缝中, 低角度晶界 (low-angle grain boundaries, LAGBs, 2° ~ 10°) 比例较小, 分别为 2.12% 和 2.25%, 而中角度晶界 (10° ~ 15°) 比例区别不大. 表明 Mg 含量在 7% ~ 8.5% 时, 焊缝内位错结构相对有限, 晶内取向梯度较小. 相比之下, 10Mg 焊缝中低角度晶界比例增大至 3.35%, 同时中角度晶界比例有所降低, 表明高 Mg 含量焊缝中晶内取向不均匀性增强, 位错密度和亚结构数量明显增加. 这一结果可能与高 Mg 含量引起的凝固偏析加剧及第二相连续化导致的局部塑性变形不协调有关.

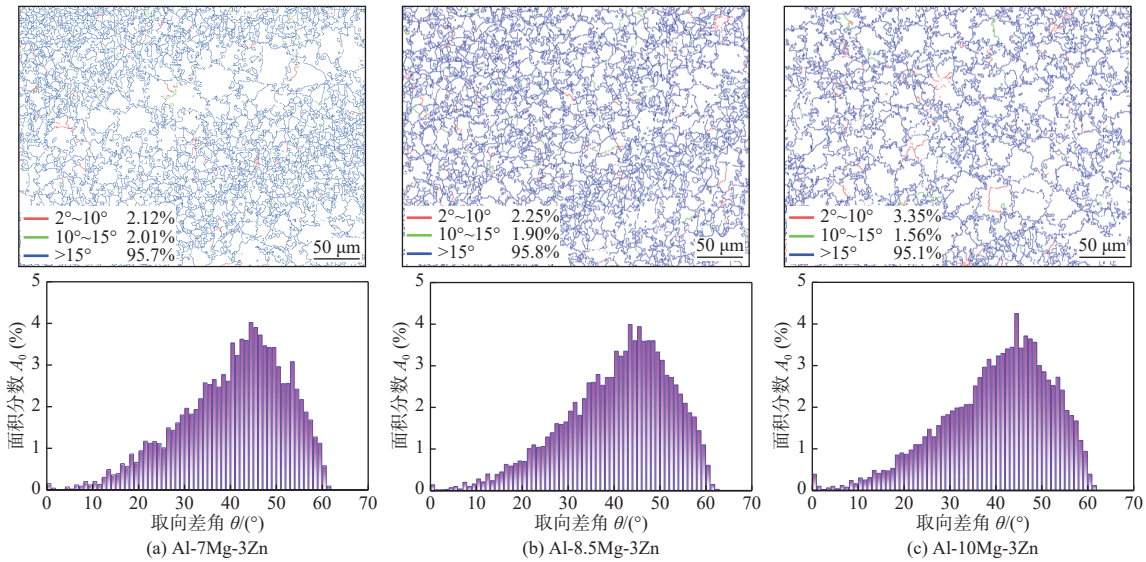


图 8 Al-Mg-Zn 合金 TIG 焊接接头晶界分布及取向差角

Fig. 8 Grain boundary distribution and orientation angle difference in Al-Mg-Zn alloy TIG welded joints. (a) Al-7Mg-3Zn; (b) Al-8.5Mg-3Zn; (c) Al-10Mg-3Zn

如图 9 所示, 核平均取向差 (kernel average misorientation, KAM) 图及几何必要位错密度统计结果, 进一步揭示了不同 Mg 含量 Al-Mg-Zn 合金 TIG 焊接焊缝中局部取向差及潜在应变的分布特征. 3 种焊缝中 KAM 分布均以低取向差区域为主, 表明焊缝区整体塑性变形程度有限. 其中, 7Mg 焊缝的 KAM 分布最为均匀, 局部取向差主要集中在晶界附近, 其几何必要位错密度 (geometrically necessary dislocation, ρ_{GND}) 约为 0.48×10^{14} m^{-2}. 在 8.5Mg 焊缝中, KAM 平均值略有升高, ρ_{GND} 增至 0.54×10^{14} m^{-2}, 说明适量 Mg 在一定程度上提高了焊缝内位错储存能力, 有利于增强焊缝的变形协调性. 然而, 在 10Mg 焊缝中, 尽管 ρ_{GND} 略有降低至 0.45×10^{14} m^{-2}, 但 KAM 高值区域呈现明显的局部集中分布特征, 尤其沿连续化的第二相与晶界区域分布. 这表明高 Mg 含量焊缝中应变分布更加不均匀, 局部应力集中风险显著增加.

综上所述, Mg 含量对焊缝晶体学特征具有显著影响. 8.5% 含量条件下, 焊缝晶粒最为细小, 晶界结构合理, 局部应变分布相对均匀; 而高 Mg 含量 (10%) 则导致晶粒粗化、低角度晶界比例升高及局部应变集中, 可能成为焊缝力学性能劣化和裂纹

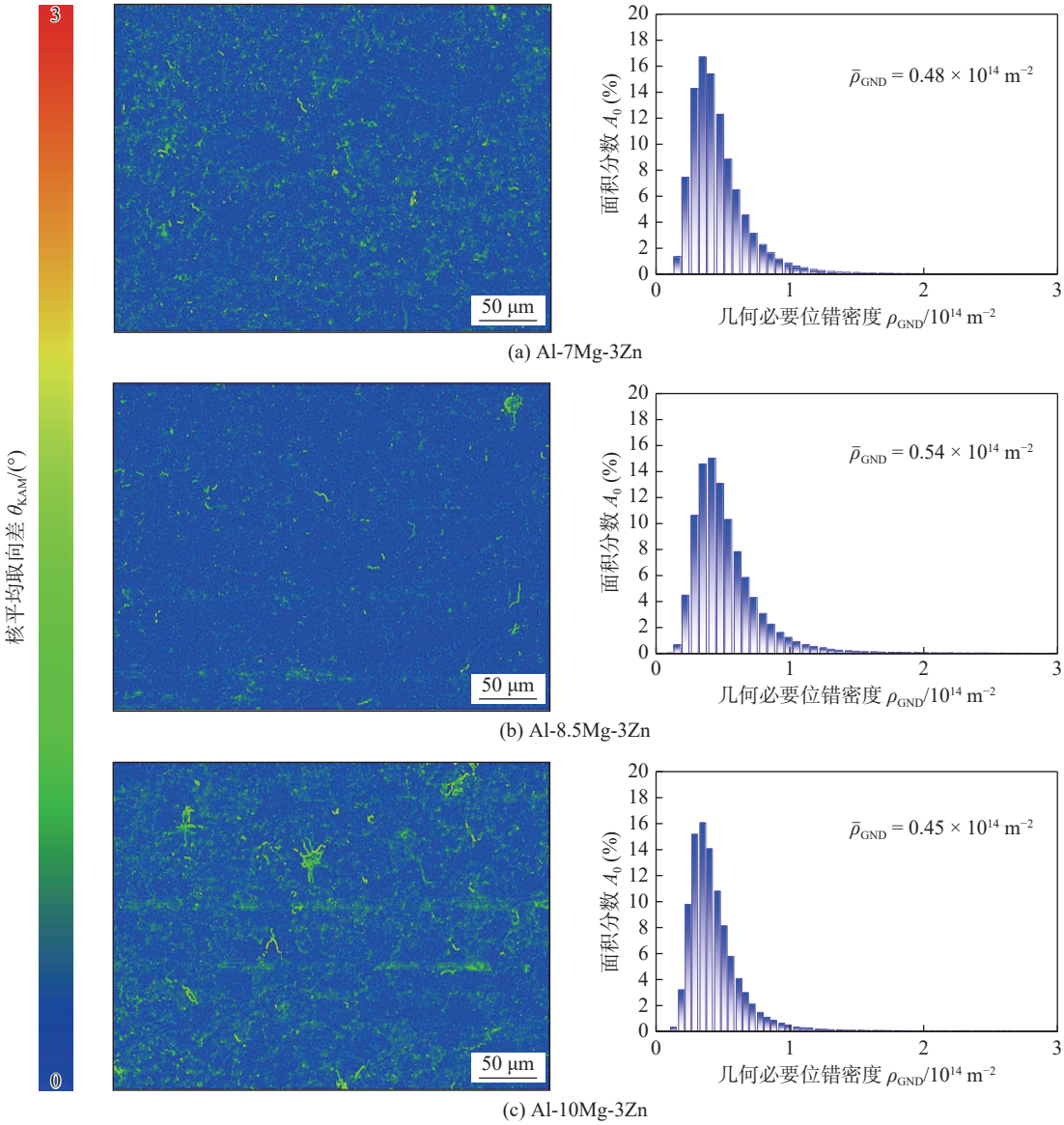


图 9　Al-Mg-Zn 合金 TIG 焊接接头 KAM 图及几何必要位错

Fig. 9　KAM images and geometrically necessary dislocations in Al-Mg-Zn alloy TIG welded joints. (a) Al-7Mg-3Zn; (b) Al-8.5Mg-3Zn; (c) Al-10Mg-3Zn

萌生的潜在结构根源.

2.2　接头力学性能

上述研究表明不同 Mg 含量的 Al-Mg-Zn 合金 TIG 焊接焊缝微观组织存在明显的差异，这将导致接头力学性能不同. 图 10 展示了 Al-Mg-Zn 合金 TIG 焊接接头显微硬度分布. 3 种接头的显微硬度沿焊缝横截面均呈现典型的“V 形分布”，即焊缝中心区域硬度最低，中心向热影响区和母材方向逐渐升高. 这一特征与焊缝区晶粒粗化、第二相偏聚及焊接热循环导致的组织软化密切相关. 7Mg、8.5Mg 和 10Mg 焊缝的显微硬度平均值分别是 98 HV、107 HV 和 111 HV. 随着 Mg 含量的增大，焊缝显微硬度逐渐增大. 结果表明，Mg 含量的增加有利于焊缝及母材显微硬度的增大.

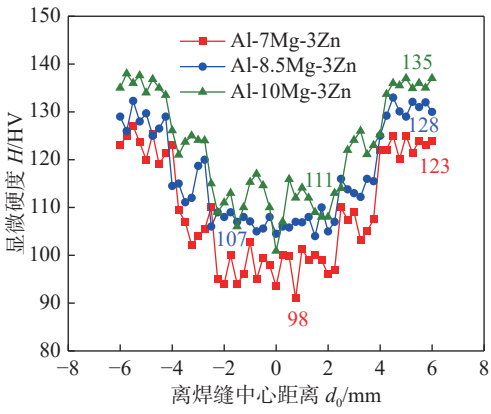


图 10　Al-Mg-Zn 合金 TIG 焊接接头显微硬度分布

Fig. 10　Microhardness distribution in TIG-welded joints of Al-Mg-Zn alloys

图 11 展示了不同 Mg 含量的 Al-Mg-Zn 合金 TIG 焊接接头力学性能对比结果. 由图 11 可知, 焊接接头抗拉强度和断后伸长率随 Mg 含量的增加, 先增大后减小. 8.5Mg 合金接头抗拉强度达到最大, 为 304.16 MPa, 略高于 7Mg 的 296.17 MPa, 表明适量的 Mg 有利于焊接接头强化. 这可能归因于 Mg 在铝基体中的固溶强化作用. 当 Mg 含量进一步提高至 10% 时, 焊接接头抗拉强度反而降低至 242.74 MPa. 过高的 Mg 含量会引入不利于强度提高的因素, 如焊接过程蒸发烧损加剧, 偏析倾向增强. 断后伸长率具有类似的变化规律, 8.5Mg 接头在保持较高强度的同时, 还具备较好的塑性, 体现出良好的强塑性匹配特征. 相比之下, 10Mg 接头断后伸长率明显下降, 表现出一定的脆化倾向, 这主要归因于偏析加剧导致 Al-Mg-Zn 共晶相的尺寸增大与连续生长.

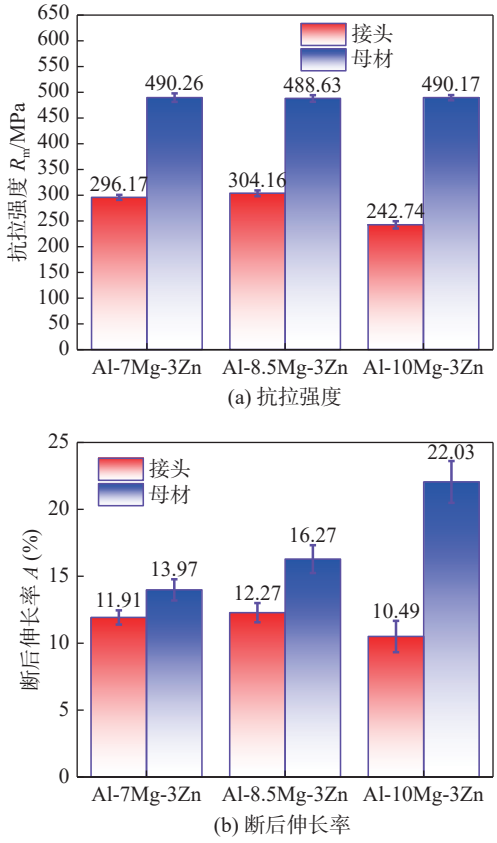


图 11 Al-Mg-Zn 合金 TIG 焊接接头抗拉强度和断后伸长率

Fig. 11 Tensile strength and elongation after fracture of TIG welded joints of Al-Mg-Zn alloys. (a) tensile strength; (b) elongation after fracture

考虑到 3 种材料母材力学性能的差异性, 将接头软化系数和拉伸系数进行对比, 进一步量化焊接接头力学性能的劣化程度, 结果如图 12 所示. 7Mg 焊接接头软化系数和拉伸系数分别为 79.67% 和 60.41%. 8.5Mg 焊接接头软化系数和拉伸系数分别为 83.59% 和 62.25%. 10Mg 焊接接头软化系数和拉伸系数分别为 82.22% 和 49.52%. 结果表明, 8.5Mg 接头对母材性能的保持能力最佳, 7Mg 接头其次, 而 10Mg 接头软化问题最为严重.

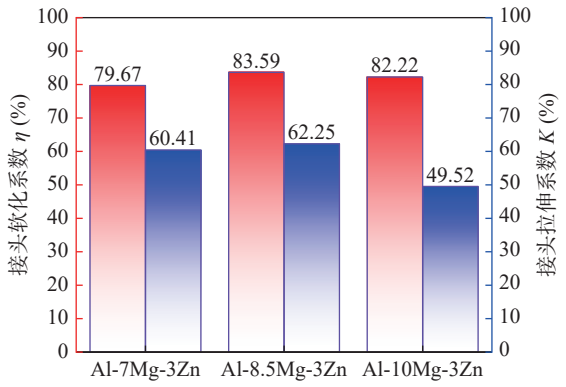


图 12 Al-Mg-Zn 合金 TIG 焊接接头软化系数及接头拉伸系数

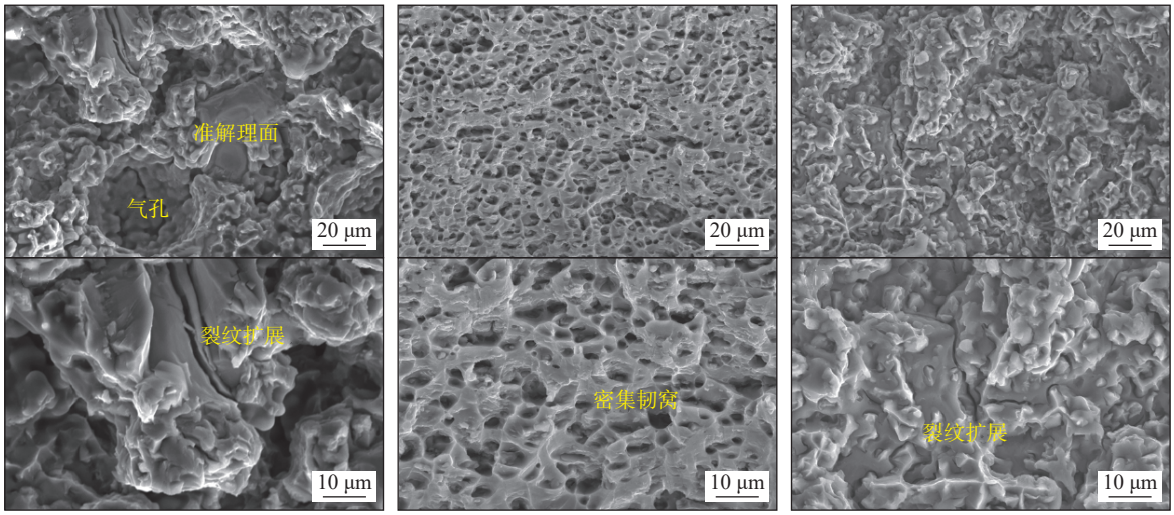
Fig. 12 Softening coefficient and tensile coefficient of Al-Mg-Zn alloy TIG welded joints

图 13 展示了不同 Mg 含量的 Al-Mg-Zn 合金 TIG 焊接接头的拉伸断口形貌. 7Mg 接头断口以韧窝断裂为主, 可观察到准解理面, 表明其断裂机制主要为韧-脆混合断裂模式. 前文中的粗大 Al_6Mn 相通常作为硬脆相存在, 结合局部区域仍存在气孔等焊接缺陷, 容易在后续力学加载过程中引发应力集中, 对强度提升形成一定限制. 8.5Mg 接头断口呈现出细小而密集的韧窝结构, 韧窝尺寸分布均匀, 塑性变形特征明显. 然而该密集韧窝均为浅韧窝, 对裂纹扩展的抑制效果有限. 10Mg 接头存在明显的准解理特征与撕裂台阶, 局部伴随二次裂纹扩展, 表明其断裂模式向韧-脆混合断裂转变. Al-Mg-Zn 连续化的共晶相网络在凝固过程中容易形成弱界面, 为裂纹萌生与扩展提供优先路径, 不利于接头强韧性的提高. 结果表明, Mg 含量对接头断裂模式以及断口形貌影响较大, 过低和过高的 Mg 含量均不利于焊接接头的韧性保持.

2.3 力学性能强化机制

结合焊缝微观组织、晶体学特征及力学性能结果可知, Mg 含量对 Al-Mg-Zn 合金 TIG 焊接接头力学性能的影响并非单一因素主导, 而是晶粒尺寸及第二相特征协同作用的综合结果. 随着 Mg 含量增加, 焊缝组织与力学性能呈现出“先强化后劣化”的变化规律.

图 14 展示了 Al-Mg-Zn 合金 TIG 焊接接头力



(a) Al-7Mg-3Zn　　(b) Al-8.5Mg-3Zn　　(c) Al-10Mg-3Zn

图 13　Al-Mg-Zn 合金 TIG 焊接接头拉伸断口形貌

Fig. 13　Tensile fracture morphology of Al-Mg-Zn alloy TIG welded joints. (a) Al-7Mg-3Zn; (b) Al-8.5Mg-3Zn; (c) Al-10Mg-3Zn

学性能强化机制. 首先考虑晶界强化效应，通过 Hall-Petch 公式表示[16].

$$\Delta\sigma_{gb} = k \cdot d^{-\frac{1}{2}} \tag{1}$$

式中：k是与铝合金相关的常数，值为 0.12[17]；d是平均晶粒尺寸. 如图 14 所示，在 7Mg 焊缝中，焊缝晶粒尺寸分布不均，粗细晶并存，平均晶粒尺寸约为 14.5 μm. 此时晶界数量有限，晶界对位错运动的阻碍作用相对不足，晶界强化效应尚未充分发挥. 同时，局部粗晶区容易成为应力集中区域，在拉伸加载过程中优先发生塑性失稳. 当 Mg 含量提高至 8.5% 时，焊缝晶粒明显细化，平均晶粒尺寸降低至 13.8 μm，且晶粒尺寸分布更加集中. 晶粒细化显著增加了晶界密度，使位错在运动过程中频繁受阻，从而有效提升焊接接头抗拉强度. 同时，细小均匀的晶粒结构有利于协调焊缝内部塑性变形，降低局部应力集中风险，从而在强度提升的同时保持较好的塑性. 当 Mg 含量进一步提高至 10% 时，焊缝晶粒尺寸急剧增大，平均晶粒尺寸上升至 25.6 μm，粗大晶粒比例显著增加. 晶粒粗化导致晶界数量明显减少，晶界强化效应显著减弱，焊缝对位错运动的阻碍能力下降，从而削弱了焊缝区的承载能力. 此外，粗晶结构降低了塑性变形的均匀性，使局部区域在拉伸过程中更易发生应变集中，成为裂纹萌生的潜在起始位置[18].

然后考虑第二相强化，计算方法如下所示[19].

$$\Delta\sigma_{ppt} = \frac{0.4MGb}{\pi\sqrt{1-\nu}} \cdot \frac{\ln\left(\frac{\pi r}{2b}\right)}{r\left(\sqrt{\frac{2\pi}{3f}} - \frac{\pi}{2}\right)} \tag{2}$$

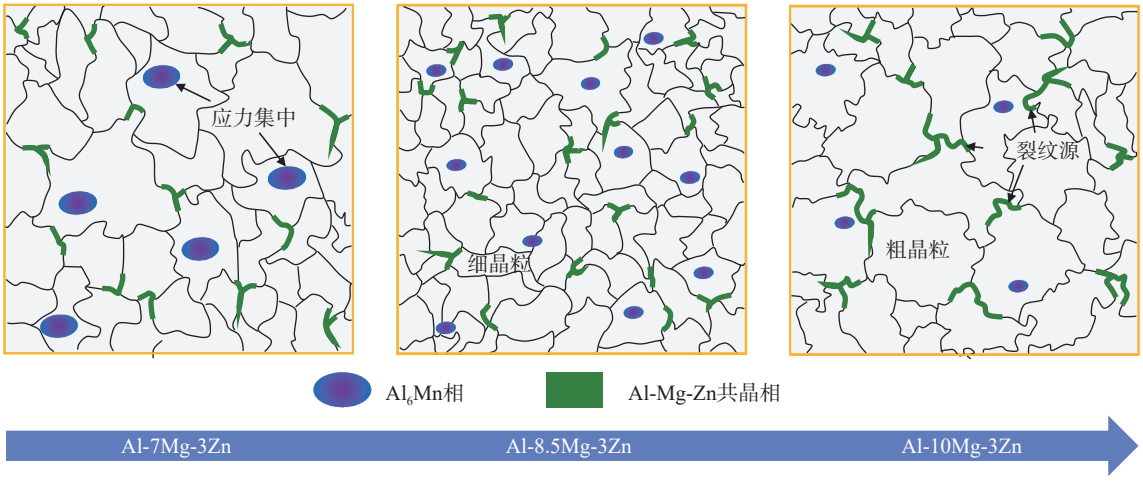


图 14　Al-Mg-Zn 合金 TIG 焊接接头力学性能强化机制

Fig. 14　Mechanism of strength enhancement in TIG-welded joints of Al-Mg-Zn alloys

式中：ν 表示铝合金的泊松比，值为 0.33；M 为泰勒因子；G 为剪切模量；b 为柏氏矢量模长；r 和 f 分别代表第二相的平均半径和体积分数. 根据式 (2) 可知，细小且弥散的第二相有利于接头强度的提高. 如图 14 所示，在 7Mg 焊缝中，焊缝组织中存在尺寸较大的块状 Al_6Mn 硬脆第二相，通常作为应力集中源存在. 在外加载荷作用下容易诱发微裂纹的萌生，并限制基体的塑性变形能力，从而对接头综合力学性能产生不利影响. 随着 Mg 含量提高至 8.5%，Al_6Mn 第二相的尺寸和数量显著减少，由粗大块状逐渐转变为细小弥散分布的颗粒. 一方面降低了作为脆性相引发裂纹的风险，另一方面其弥散分布可对位错运动产生一定钉扎作用，在不显著削弱塑性的前提下，对焊缝起到一定的弥散强化效果. 这也是 8.5Mg 焊缝在保持较高塑性的同时获得更高强度的重要原因之一. 而在 10Mg 焊缝中，Al_6Mn 第二相含量进一步减少，其强化作用和对裂纹萌生的影响均明显弱化.

在 Al-Mg-Zn 合金焊缝中，Al-Mg-Zn 共晶相对接头力学性能起关键作用. 在 7Mg 与 8.5Mg 焊缝中，该共晶相主要以不连续、离散的形式沿晶界分布，对晶界起到一定的钉扎与稳定作用，可抑制晶界滑移和裂纹快速扩展. 在此条件下，晶界仍具备较好的承载能力，有利于焊缝在拉伸过程中实现较均匀的塑性变形. 然而，当 Mg 含量提高至 10% 时，Mg 与 Zn 在凝固末期的强烈偏析促使 Al-Mg-Zn 共晶相显著粗化并沿晶界连续生长，最终形成网状结构. 该连续化共晶相力学性能通常较差，与 α-Al 基体的界面结合强度有限，易形成弱界面. 在外加载荷作用下，应力更易沿该连续晶界相集中与传递，为裂纹萌生与扩展提供优先路径，显著降低焊缝的抗拉强度与断后伸长率. 此外，连续化第二相削弱了晶界对晶粒长大的钉扎作用，进一步促进晶粒粗化，进而降低接头力学性能.

3 结论

(1) Mg 含量显著调控焊缝第二相演化与组织均匀性. 随 Mg 含量增加，焊缝中 Al_6Mn 含量与尺寸逐渐降低并趋于弥散化；同时 Al-Mg-Zn 共晶相由沿晶界离散分布逐步粗化并连续化，最终形成晶界网状结构，伴随 Mg、Zn 在晶界显著偏聚，成为高 Mg 焊缝组织劣化的重要特征.

(2) 3 种焊缝均为 α-Al 等轴晶且织构整体较弱，其中 8.5Mg 焊缝晶粒最细 (约 13.8 μm)，织构更趋随机且晶界结构合理，局部应变分布较均匀；而 10Mg 焊缝晶粒显著粗化 (约 25.6 μm)，低角度晶界比例升高，KAM 高值区沿连续第二相和晶界集中，表现出更强的局部应变不均与应力集中风险.

(3) 力学性能随 Mg 含量增加先升后降，8.5Mg 接头强塑性匹配最佳，而 10Mg 明显劣化. 8.5Mg 接头抗拉强度最高 (304.16 MPa) 且塑性保持较好；10Mg 接头抗拉强度降至 242.74 MPa，断后伸长率降低并表现出脆化倾向. 接头软化和拉伸系数显示，8.5Mg 对母材性能保持最佳 (软化和拉伸系数分别是 83.59% 和 62.25%)，而 10Mg 软化最严重.

参考文献

[1] 马寅, 王尉, 马国龙, 等. 基于 TVCNN 的高铁用铝合金型材自适应激光焊接研究 [J]. 中国激光, 2025, 52(8): 9 − 19.
MA Yin, WANG Wei, MA Guolong, *et al*. Research on adaptive laser welding of aluminum alloy profiles for high-speed rail based on TVCNN[J]. Chinese Journal of Lasers, 2025, 52(8): 9 − 19.

[2] 马国龙, 韩晓辉, 林丹阳, 等. 不同轧制方向下高强铝合金 MIG 焊 T 形接头热裂纹及力学性能研究 [J]. 焊接学报, 2026, 47(1): 117 − 125.
MA Guolong, HAN Xiaohui, LIN Danyang, *et al*. Study on hot cracks and mechanical properties of MIG-welded T-joints of high-strength aluminum alloy under different rolling directions[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2026, 47(1): 117 − 125.

[3] 程宇航, 雷胜企, 张宏帅, 等. 5083 铝合金中厚板多层多道氩弧焊工艺与接头性能研究 [J]. 农业装备与车辆工程, 2025, 63(7): 94 − 98.
CHENG Yuhang, LEI Shengqi, ZHANG Hongshuai, *et al*. Study on multi-layer multi-pass TIG welding process and joint properties of 5083 aluminum alloy medium-thickness plates[J]. Agricultural Equipment & Vehicle Engineering, 2025, 63(7): 94 − 98.

[4] 马国龙, 韩晓辉, 吴来军, 等. 热输入对 7N01 铝合金 MIG 焊热影响区组织性能的影响 [J/OL]. 中国有色金属学报, 2025: 1 − 20. https://link.cnki.net/urlid/43.1238.TG.20251230.1140.002.
MA Guolong, HAN Xiaohui, WU Laijun, *et al*. Effect of heat input on microstructure and properties of the heat-affected zone in MIG welding of 7N01 aluminum alloy[J/OL]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2025: 1 − 20. https://link.cnki.net/urlid/43.1238.TG.20251230.1140.002.

[5] STEMPER L, TUNES M A, TOSONE R, *et al*. On the potential of aluminum crossover alloys[J]. Progress in Materials Science, 2022, 124: 100873.

[6] 董汶江, 张欣盟, 谢聿铭, 等. 机器人搅拌摩擦填丝焊 5A06 铝合金接头力学性能及腐蚀行为 [J]. 焊接学报, 2024, 45(11): 61 − 65.
DONG Wenjiang, ZHANG Xinmeng, XIE Yuming, *et al*. Mechanical performances and corrosion behaviors of robotic wire-feeding friction stir welding of 5A06 aluminum alloys[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2024, 45(11): 61 − 65.

[7] WANG P, CUI L, WEI W, *et al*. Microstructure and properties of metal inert gas welded joints in a novel Al-Mg-Zn-Er-Zr alloy[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2024, 31: 2846 − 2863.

[8] TIAN N, LIU J, LIU H, *et al*. Effect of total content of Zn and Mg on microstructure and mechanical properties of Al-3.2xZn-xMg-1.66Cu-0.15Zr aluminum alloy sheet[J]. Materials Science and Engineering A, 2024, 908: 146782.

[9] MENG C, ZHANG D, CUI H, *et al*. Mechanical properties, intergranular corrosion behavior and microstructure of Zn modified Al-Mg alloys[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2014, 617: 925 − 932.

[10] LI X, ZHOU Y, YANG D, *et al*. Effect of Cu and Zn on microstructure and mechanical properties of Al-Mg-Si cast alloy[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2025, 1036: 181688.

[11] 杨博威, 刘文月, 高民强, 等. Al-Mg 合金组织性能调控研究进展 [J]. 稀有金属材料与工程, 2025, 54(8): 2164 − 2176.
YANG Bowei, LIU Wenyue, GAO Minqiang, *et al*. Research progress on microstructure and property regulation of Al-Mg alloys[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2025, 54(8): 2164 − 2176.

[12] ZHANG P, WANG Y, ZHAO P, *et al*. Precipitation behaviors of Al6Mn of Mn-increased 5083 during homogenization annealing and its influences on hot deformation and mechanical properties[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2025, 1014: 178753.

[13] ZHANG Y, TU X, DENG A, *et al*. Machine learning-assisted design of filler for laser welding of Al-Zn-Mg-Cu alloy[J]. Materials Letters, 2025, 383: 137974.

[14] 刘洪旭, 侯旭儒, 刘峰, 等. 高强度 Al-Zn-Mg 合金 MIG 与 CMT + P 焊接接头组织及性能研究 [J]. 材料工程, 2023, 51(12): 123 − 133.
LIU Hongxu, HOU Xuru, LIU Feng, *et al*. Study on microstructure and properties of MIG and CMT + P welded joints in high-strength Al-Zn-Mg alloys[J]. Journal of Materials Engineering, 2023, 51(12): 123 − 133.

[15] LIU F, LIN J, HU X, *et al*. Relationship of microstructure and mechanical properties of 2195-T8 aluminum-lithium alloy TIG welded joint[J]. Materials Characterization, 2026, 232: 115951.

[16] HUSSAIN M Z, XIONG J T, LI J, *et al*. A study on strengthening and toughening mechanism of laser beam welded joint prepared between Ti-22Al-27Nb and Ti-6Al-4V with an interlayer of Nb[J]. Materials Science and Engineering A, 2021, 825: 141843.

[17] TAN Z, ZHOU X, WANG B, *et al*. A novel strengthening method using Al_3Ti for oscillation laser-MIG hybrid welded joints of Al-Zn-Mg-Cu alloy[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2025, 336: 118695.

[18] SONG M, GENG S, QIU Y, *et al*. In-situ EBSD-DIC simulation of microstructure evolution of aluminum alloy welds[J]. International Journal of Mechanical Sciences, 2024, 284: 109741.

[19] BAILEY J E, HIRSCH P B. The dislocation distribution, flow stress, and stored energy in cold-worked polycrystalline silver[J]. Philosophical Magazine, 1960, 5(53): 485 − 497.

作者简介: 马寅，正高级工程师；主要研究方向为轨道车辆焊接工艺开发；Email：405662433@qq.com.
檀财旺 (通信作者)，博士，教授，博士研究生导师；主要研究方向为热塑性复合材料与金属材料焊接、激光焊接、异种金属连接；Email：tancaiwang@hitwh.edu.cn.

（编辑：　赵佳欣）