第 47 卷 第 9 期 焊 接 学 报 Vol. 47(9):140 − 150
2026 年 9 月 TRANSACTIONS OF THE CHINA WELDING INSTITUTION September 2026

引文格式: 王雷, 刘征涛, 冯义成, 等. 焊后热处理对 Mg-4Y-3Nd-1.5Al 合金 TIG 补焊接头显微组织和力学性能影响[J]. 焊接学报, 2026, 47(9): 140 − 150. WANG Lei, LIU Zhengtao, FENG Yicheng, *et al*. Effect of post-weld heat treatment on microstructure and mechanical properties of Mg-4Y-3Nd-1.5Al alloy TIG repair welded joints[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2026, 47(9): 140 − 150.

焊后热处理对 Mg-4Y-3Nd-1.5Al 合金 TIG 补焊接头显微组织和力学性能影响

王雷[1], 刘征涛[1], 冯义成[1,2], 方乃文[3], 赵思聪[1], 付原科[1], 林铁松[2]

(1. 哈尔滨理工大学, 材料科学与化学工程学院, 哈尔滨, 150080; 2. 材料结构精密焊接与连接全国重点实验室, 哈尔滨, 150001; 3. 中国机械总院集团哈尔滨焊接研究所有限公司, 哈尔滨, 150028)

摘要: 为解决传统 Mg-RE-Zr 合金钨极气体保护焊 (tungsten inert gas welding, TIG) 补焊接头在焊后热处理过程中晶粒异常长大 (abnormal grain growth, AGG) 导致性能恶化的问题, 研究了补焊后热处理对 Mg-4Y-3Nd-1.5Al 合金显微组织与力学性能的影响. 结果表明, 经 550 ℃/24 h 高温固溶处理后, 该合金补焊接头焊缝区的晶粒长大现象得到有效抑制, 仅出现极少数异常长大晶粒, 显著优于传统 Mg-RE-Zr 合金焊接接头. 其热稳定性源于晶界处大量高熔点 Al_2RE 相的 Zener 钉扎效应, 计算表明其钉扎极限晶粒尺寸 (约 97.8 μm) 远大于焊缝实际初始晶粒尺寸. 经固溶 (525 ℃/24 h) + 峰时效 (200 ℃/16 h) 处理后, 接头抗拉强度、屈服强度和断后伸长率分别达到 293 MPa、215 MPa 和 5.8%, 力学性能与母材相当. 断口分析表明, 热处理有效溶解了晶界脆性共晶组织, 使断裂方式由沿晶为主转变为穿晶为主. 研究证明 Mg-Y-Nd-Al 合金凭借 Al_2RE 相带来的高热稳定性, 能够有效协调焊后热处理中共晶溶解与抑制晶粒粗化的矛盾, 为实现镁合金铸件的高质量修复提供了新方案.

创新点: (1) 提出新型 Mg-Y-Nd-Al 合金, 利用晶界 Al_2RE 相钉扎效应解决补焊接头热处理中异常晶粒长大问题.
(2) 通过优化热处理, 使接头在溶解脆性共晶同时保持细晶, 获得与母材相当的力学性能.

关键词: Mg-RE 合金; TIG 补焊; 热处理; 异常晶粒长大; 力学性能
中图分类号: TG 457.19 **文献标识码:** A **doi:** 10.12073/j.hjxb.20251008001

Effect of post-weld heat treatment on microstructure and mechanical properties of Mg-4Y-3Nd-1.5Al alloy TIG repair welded joints

WANG Lei[1], LIU Zhengtao[1], FENG Yicheng[1,2], FANG Naiwen[3], ZHAO Sicong[1], FU Yuanke[1], LIN Tiesong[2]

(1. School of Material Science and Chemical Engineering, Harbin University of Science and Technology, Harbin, 150080, China; 2. State Key Laboratory of Precision Welding & Joining of Materials and Structures, Harbin, 150001, China; 3. Harbin Welding Institute Limited Company, Harbin, 150028, China)

Abstract: In order to solve the problem of mechanical property deterioration caused by abnormal grain growth (AGG) of traditional Mg-RE-Zr alloy tungsten inert gas welding (TIG) repair welded joints during post-weld heat treatment, the effects of post-weld heat treatment on the microstructure and mechanical properties of Mg-4Y-3Nd-1.5Al alloy were investigated. The results reveal that after high-temperature solid solution treatment at 550 °C/24 h, the grain growth phenomenon in the weld zone of the alloy repair welded joint is effectively suppressed, with only a very small number of abnormally grown grains appearing, which is significantly better than that of traditional Mg-RE-Zr alloy welded joints. The thermal stability originates from the Zener pinning effect of

收稿日期: 2025 − 10 − 08; **录用日期:** 2025 − 12 − 10
基金项目: 国家自然科学基金资助项目 (52261044); 材料结构精密焊接与连接全国重点实验室开放课题资助项目 (MSWJ-25Z-03)

numerous high-melting-point Al_2RE phases at grain boundaries. Calculations indicate that its pinning-limited grain size (about 97.8 μm) is much larger than the actual initial grain size of the weld. After solid solution (525 °C/24 h) + peak aging (200 °C/16 h) treatment, the tensile strength, yield strength, and elongation after fracture of the joint reach 293 MPa, 215 MPa, and 5.8%, respectively, and its mechanical properties are comparable to those of the base metal. Fracture analysis shows that the heat treatment effectively dissolves the brittle eutectic structure at grain boundaries, transforming the fracture mode from mainly intergranular to mainly transgranular. The study demonstrates that the Mg-Y-Nd-Al alloy, relying on the high thermal stability brought by the Al_2RE phase, can effectively coordinate the contradiction between eutectic dissolution and grain coarsening suppression during post-weld heat treatment, providing a new solution for the high-quality repair of magnesium alloy castings.

Highlights: (1) A novel Mg-Y-Nd-Al alloy was proposed to solve the problem of abnormal grain growth during the heat treatment of repair welded joints by utilizing the pinning effect of Al_2RE phases at grain boundaries.

(2) Mechanical properties comparable to those of the base metal were achieved by optimizing the heat treatment to dissolve brittle eutectics while retaining fine grains in the joint.

Key words: Mg-RE alloy; TIG repair welding; heat treatment; abnormal grain growth; mechanical property

0　序言

镁合金作为最轻的金属结构材料, 具有密度低、比强度高等优点, 在航空航天、交通运输等领域展现出广阔的应用前景[1-3]. 特别是通过添加稀土元素 (rare earth element, RE), 可显著提高镁合金的力学性能、高温抗蠕变性和耐热性, 进一步推动了 Mg-RE 合金在关键结构部件中的应用[4-5]. 大型复杂的 Mg-RE 合金构件多采用砂型铸造制备, 但该工艺存在冷却速度慢、凝固周期长, 易引起 RE 元素偏析等问题, 导致铸件中易产生缩松、缩孔、热裂纹及夹杂等缺陷[6-7]. 因此, 对存在缺陷的铸件进行可靠修复是提高成品率、降低制造成本、保障设备安全服役的关键环节.

钨极气体保护焊 (tungsten inert gas welding, TIG) 因其设备简单、工艺灵活和成本低廉, 被广泛用于镁合金铸件的缺陷修复[8-9]. 研究表明, 在合适的 TIG 工艺参数下, Mg-RE 合金可获得成形良好、无宏观缺陷的补焊接头[10]. 然而, 补焊区微观组织通常呈现显著不均匀性: 液态熔池金属因快速冷却而造成焊缝组织晶粒细小, 而热影响区在热循环作用下易发生晶粒粗化和连续共晶相的形成, 这种组织不均匀性导致接头力学性能普遍低于铸态基体[11-12].

Mg-RE 合金属于可热处理强化合金, 通过固溶时效处理可析出纳米级第二相, 显著提高强度. 此外, 焊后固溶处理也有助于消除补焊过程中形成的粗大共晶组织并改善组织均匀性[13-14]. 但传统 Zr 细化的 Mg-RE 合金在焊后热处理中面临一大难题, 即晶粒热稳定性较差, 高温固溶时焊缝区域易发生异常晶粒长大 (abnormal grain growth, AGG). 例如, ZHANG 等人[15] 在对 Mg-4Y-3RE-0.5Zr 合金补焊接头进行 520 ℃/8 h 固溶处理时发现, 共晶组织完全溶解的同时, 焊缝内出现 AGG, 导致断后伸长率急剧下降至 1.8%. 为协调共晶溶解与抑制 AGG 之间的矛盾, TONG 等人[16] 开发了联合固溶工艺 (焊前固溶 520 ℃/8 h + 焊后 520 ℃/2 h), 在 Mg-4Y-2Nd-1Gd-0.5Zr 合金中实现了无共晶且无 AGG 的补焊接头, 经时效处理后, 其抗拉强度达 314 MPa, 断后伸长率为 4.4%. 尽管如此, 工艺复杂仍限制了联合固溶工艺的工程应用.

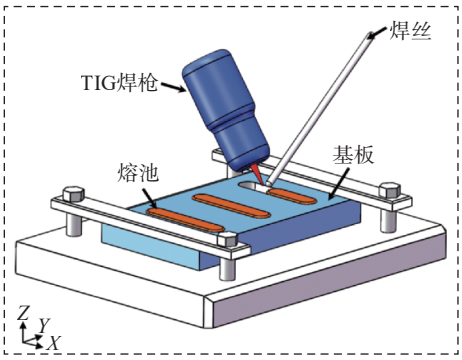
近年来研究发现[17], Al 元素可作为有效的晶粒细化剂, 替代 Zr 用于 Mg-RE 合金. 在凝固过程中, Al 与 RE 元素反应生成高温稳定的 Al_2RE 等金属间化合物, 既可作为 α-Mg 的异质形核核心, 细化铸态晶粒, 又可通过齐纳钉扎效应抑制晶界迁移, 提高合金热稳定性. 基于此, 文中团队开发了新型 Mg-4Y-3Nd-1.5Al 合金, 其表现出优异的晶粒热稳定性, 在补焊过程中可有效抑制热影响区晶粒粗化[18].

文中系统研究不同热处理工艺对 Mg-4Y-3Nd-1.5Al 合金 TIG 补焊接头显微组织与力学性能的影响, 旨在利用该合金的高热稳定性, 解决传统 Mg-RE 合金在焊后热处理中存在的共晶溶解与 AGG 现象之间的矛盾, 为实现镁合金铸件的高质量修复提供新的研究思路与试验依据.

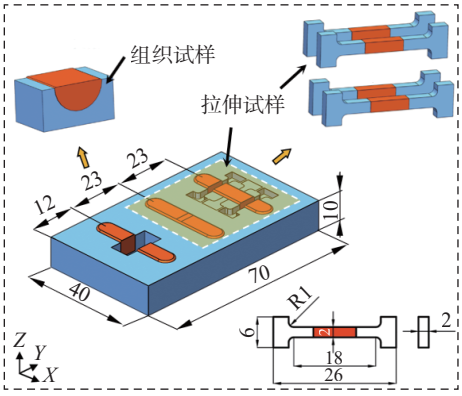
1　试验方法

文中选用了尺寸为 70 mm × 40 mm × 10 mm 的

铸造 Mg-4Y-3Nd-1.5Al 合金板材作为研究基体，采用同材质的直径为 5.0 mm 的焊丝. 图 1 为补焊工艺和取样位置示意图. 如图 1(a) 所示，在基板上铣削 3 组 30 mm × 10 mm × 5 mm 凹槽用于 TIG 补焊，焊前对试样进行打磨与丙酮清洗，补焊电流 200 A，钨电极直径 3 mm，Ar 流量为 10 L/min. 对补焊接头进行固溶 (T4) 和时效 (T6) 处理. 固溶于 500 ℃、525 ℃ 和 550 ℃ 下保温 24 h 后水淬，相应试样记为 T4-1、T4-2、T4-3；随后在 200 ℃ 进行 0 ~ 100 h 时效处理，峰时效样品记为 T6-1、T6-2、T6-3.



(a) 补焊工艺



(b) 取样位置

图 1 补焊工艺和取样位置示意图 (mm)

Fig. 1 Schematic image of repair welding process and sampling location. (a) repair welding process; (b) sampling location

采用 X 射线 CT(AX7900) 分析补焊缺陷. 显微组织试样按图 1(b) 位置切取，经苦味酸-醋酸溶液 (5 g 苦味酸 + 4 ml 冰乙酸 + 10 ml 去离子水 + 35 ml 乙醇) 腐蚀后，利用超景深金相显微镜 (optical microscopy, OM, DSX1000) 和配备能谱仪 (energy dispersive spectroscopy, EDS) 的扫描电子显微镜 (scanning electron microscope, SEM, Apreo C) 观察合金显微组织. 利用电子背散射衍射 (electron backscatter diffraction, EBSD, C-NANO) 分析合金织构强度和取向差角分布. EBSD 试样经打磨后进行电解抛光，抛光液成分为 12 mL 硝酸 + 18 mL 盐酸 + 125 mL 酒精，抛光电压 23 V，电流 1.5 A，电解时间 20 s. 采用透射电子显微 (transmission electron microscopy, TEM, Talos F200X) 对时效态试样的析出相进行观察分析，透射试样经机械研磨至 50 μm，使用 Gatan 695 型离子减薄仪进行减薄，离子减薄电压为 0.1 ~ 4.5 keV，角度为−8° ~ 8°. 图 1(b) 展示了拉伸试样的切割区域 (黄色区域) 及尺寸，进行拉伸试验前，标定好拉伸试样的焊缝位置，以便判断拉伸后试样断裂位置. 使用拉伸机 (MTS E44.304) 以 1 mm/min 恒定拉伸速率测试补焊接头的拉伸性能，每组拉伸测量 3 个试样选取平均值. 使用维氏硬度计 (DHV-1000) 测量显微硬度，载荷 49 N，保压时间 15 s.

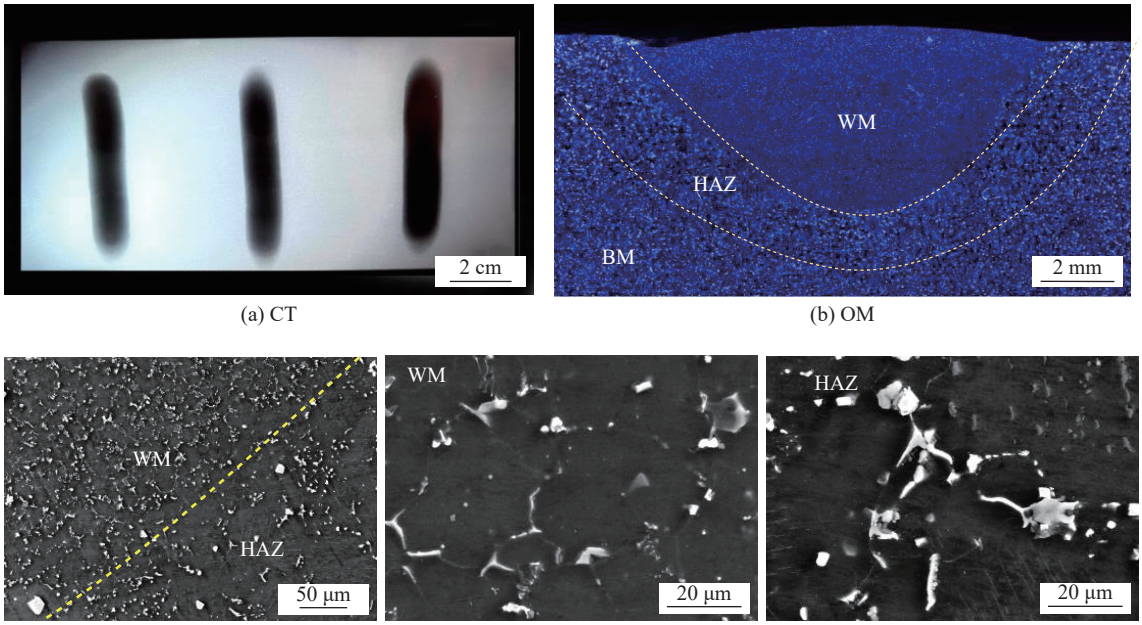
2 结果与讨论

2.1 补焊组织

图 2 为补焊接头 CT 探伤和显微组织. 图 2(a) 展示了 Mg-4Y-3Nd-1.5Al 合金补焊接头 X 射线 CT，X 射线由试样上表面穿透整个试样，可以看出所得补焊接头未发现明显的修复成形缺陷，补焊接头质量良好. 如图 2(b) 所示，补焊接头可以被划分为 3 个区域，即焊缝 (weld metal, WM)、热影响区 (heat affected zone, HAZ) 和基体 (base metal, BM). 由于焊缝中的热量持续向 BM 传递，WM 冷却速率较高，形成了更加细小的晶粒组织，平均晶粒尺寸为 14 μm，而与 WM 相接触的 HAZ 受热影响最大，时间最长，与 BM(47 μm) 相比晶粒尺寸略微长大至 51 μm. 如图 2(c) 所示，相比于 HAZ，WM 获得了更加细小的显微组织，WM 与 HAZ 中第二相均包含晶粒内部的颗粒相、晶界处的针状相和网状相. 此外，在持续热量的影响下，HAZ 中晶粒内部会析出少量的线状相. 在之前研究中[18]，已确定网状相为 Mg-RE 共晶组织，颗粒相、针状相和线状相为 Al_2RE 相.

2.2 固溶组织

图 3 展示了 Mg-4Y-3Nd-1.5Al 合金补焊接头 T4 处理后的光学显微组织. 由低倍照片可以看出，经固溶处理后，T4-1 与 T4-2 试样 WM 区域仍由细小的等轴晶构成，T4-3 试样 WM 区域少量晶粒出现了 AGG 现象. 由高倍照片可以看出，随着固溶温度的升高，WM 区域晶粒尺寸逐渐增加，HAZ 区域

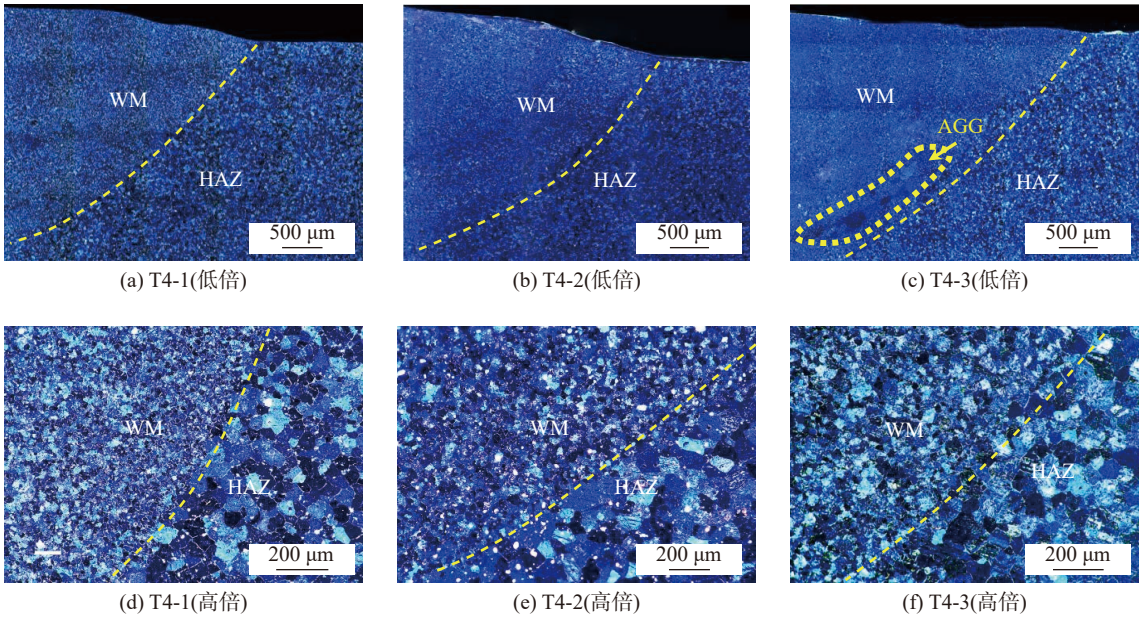


(a) CT　(b) OM

(c) SEM

图 2　补焊接头 CT 探伤和显微组织

Fig. 2　CT testing and microstructure of repair welded joints. (a) CT; (b) OM; (c) SEM



(a) T4-1(低倍)　(b) T4-2(低倍)　(c) T4-3(低倍)

(d) T4-1(高倍)　(e) T4-2(高倍)　(f) T4-3(高倍)

图 3　固溶态补焊接头光学显微组织

Fig. 3　Optical microstructure of solid solution repair welded joints. (a) T4-1 (low-magnification); (b) T4-2 (low-magnification); (c) T4-3 (low-magnification); (d) T4-1 (high-magnification); (e) T4-2 (high-magnification); (f) T4-3 (high-magnification)

晶粒尺寸则变化不大.

图 4 展现了不同 T4 处理后补焊接头 WM 和 HAZ 平均晶粒尺寸变化, 与未经热处理的补焊接头相比, T4-1 和 T4-2 试样 WM 的平均晶粒尺寸分别增至 17 μm 和 20 μm, HAZ 的晶粒尺寸则无明显变化 (平均晶粒尺寸为 52 μm). 当固溶温度升高至 550 ℃ 时, T4-3 试样 WM 中个别晶粒出现的 AGG 现象 (面积占比约 5.4%), 异常长大晶粒和正常晶粒的平均尺寸分别为 115 μm 和 24 μm, 计算得 T4-3 试样 WM 的平均晶粒尺寸显著增长至 29 μm, HAZ 的平均晶粒尺寸则略微增大至 54 μm. ZHANG 等人[15] 研究表明, 传统 Zr 细化镁稀土合金补焊接头在经过 520 ℃ 固溶处理 8 h 后, WM 区域出现了明显的 AGG 现象, 导致 WM 平均晶粒尺寸由 13 μm 显著增大至 656.4 μm. 因此, 与传统 Zr 细化镁稀土合金补焊接头相比, Al 细化的 Mg-4Y-3Nd-1.5Al

合金补焊接头在焊后热处理过程中展现出优异的晶粒热稳定性.

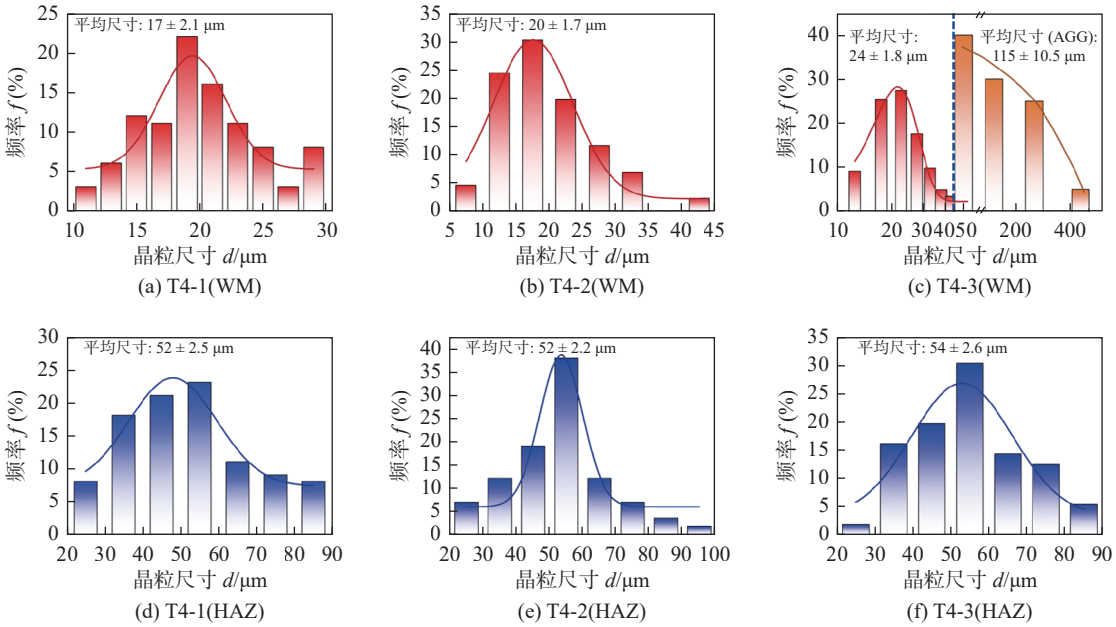


图 4 固溶态补焊接头 WM 和 HAZ 区域晶粒尺寸分布图

Fig. 4 Grain size distribution in WM and HAZ regions of solid solution repair welded joints (a) T4-1 (WM); (b) T4-2 (WM); (c) T4-3 (WM); (d) T4-1 (HAZ); (e) T4-2 (HAZ); (f) T4-3 (HAZ)

图 5 为固溶处理后 Mg-4Y-3Nd-1.5Al 合金补焊接头的 SEM 组织, 经 3 种固溶工艺处理后, 颗粒相和针状相均未溶解. 当经较低温度 (500 ℃) 固溶处理后, T4-1 试样当中仍存在部分未溶的网状 Mg-RE 相, 同时晶粒内部产生少量线状相. 升高固溶温度至 525 ℃, T4-2 试样中共晶组织完全溶解, 线状相数量增多. 继续升高固溶温度至 550 ℃ 时, T4-3 试样中线状相几乎完全消失.

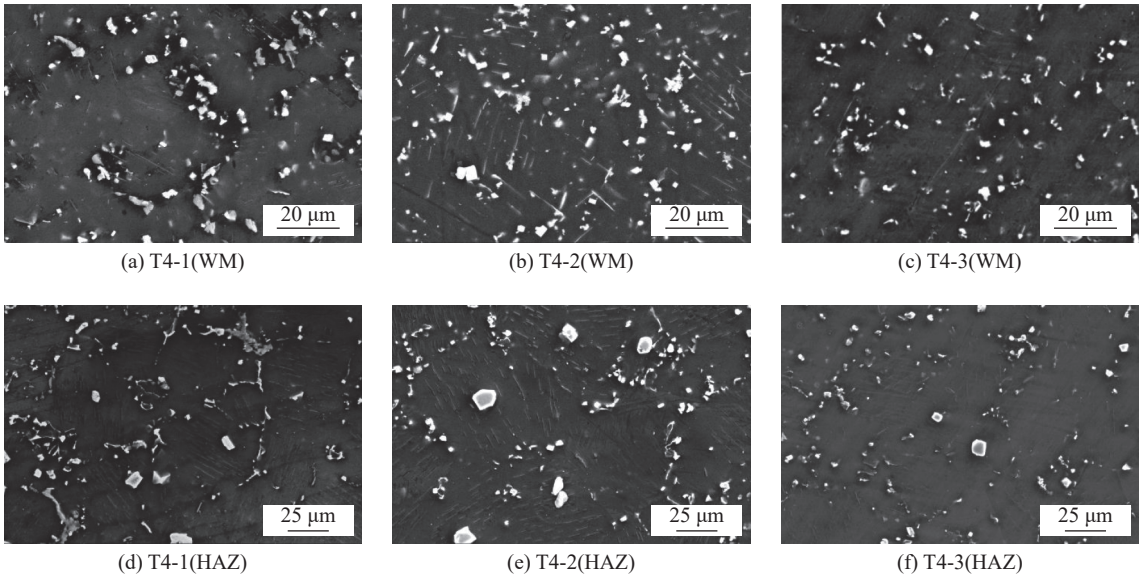
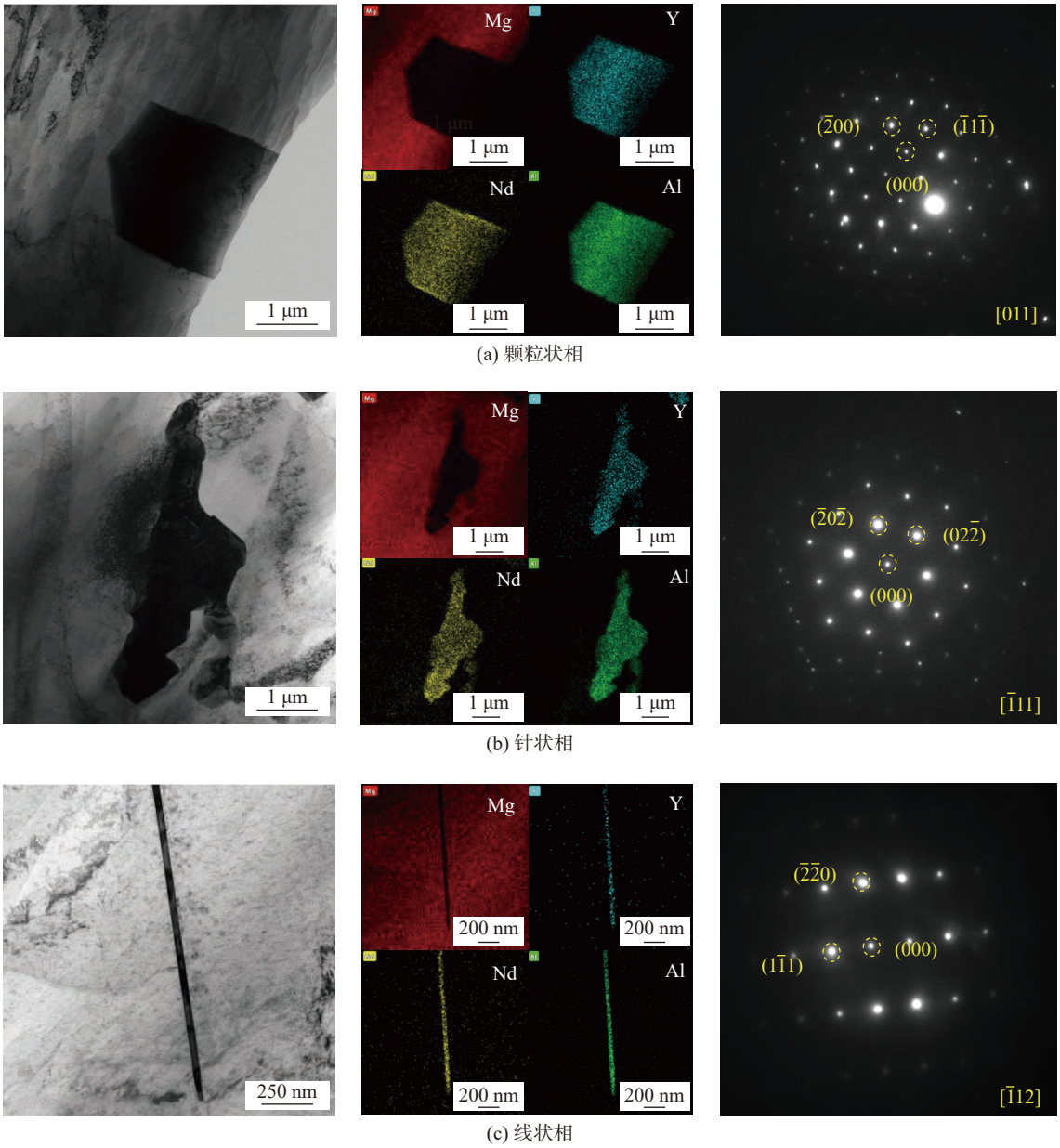


图 5 固溶态补焊接头 SEM 组织

Fig. 5 SEM microstructure of the solid solution repair welded joints. (a) T4-1 (WM); (b) T4-2 (WM); (c) T4-3 (WM); (d) T4-1 (HAZ); (e) T4-2 (HAZ); (f) T4-3 (HAZ)

为了进一步确定固溶态试样中第二相类型, 对固溶态试样 WM 进行了 TEM 分析, 结果如图 6 所示. WM 内 3 种形貌不同的第二相, 分别为未溶解的颗粒状相和针状相, 以及新析出的线状相, 通过 EDS 分析发现, 这 3 种相都主要包含 Al、Y 和 Nd 元素. 选区电子衍射 (selected area electron



(a) 颗粒状相

(b) 针状相

(c) 线状相

图 6　固溶态补焊接头 TEM 组织

Fig. 6　TEM microstructure of the solid solution repair welded joints. (a) particle phase; (b) needle-like phase; (c) linear precipitated phase

diffraction, SAED) 分析表明，这 3 种相均为面心立方结构，且晶格常数相同 (a≈0.790 nm)，因此可以确定其均为 Al_2RE 相.

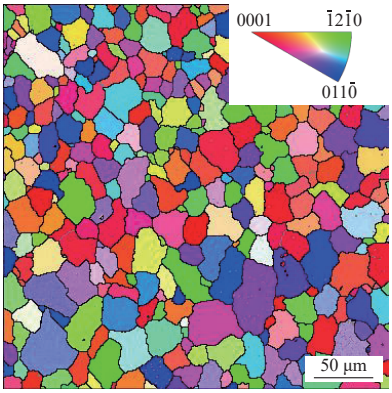
传统 Mg-RE 合金补焊接头在焊后热处理中，焊缝区易发生 AGG 现象，损害接头性能[15]. Mg-4Y-3Nd-1.5Al 合金经 550 ℃/24 h 固溶处理后，仅焊缝边缘个别晶粒出现 AGG，整体表现出优异的热稳定性，显著优于含 Zr 的 Mg-RE-Zr 合金. 晶粒长大受原子扩散速率、界面能及残余应力共同影响[19-21]. 图 7 为 WM 中心与边缘的 IPF 图和 KAM 图，如图所示，WM 边缘因冷却速率快，晶粒细小，界面能高，且残余收缩应力大，更易发生粗化. 然而，该合金焊缝区存在大量高熔点 Al_2RE 相 (颗粒状和针状)，分布于晶界附近. 根据 Zener 钉扎模型[22]，晶粒尺寸 d 可表示为

$$d = 4d_{eq}/3\varphi \tag{1}$$

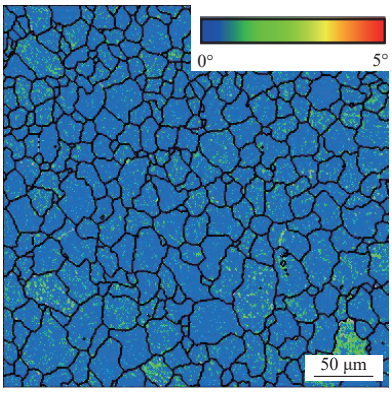
式中：d_{eq} 和 φ 分别为颗粒的直径和体积分数. 根据测量，确定 d_{eq} 和 φ 的值分别为 1.32 μm 和 1.8%. 计算出晶粒尺寸 d 为 97.8 μm，明显大于 WM 中平均晶粒尺寸 (29 μm). 因此，在高温热处理过程中，Al_2RE 相可有效阻碍晶界迁移，抑制晶粒异常长大，从而赋予补焊接头良好的晶粒热稳定性.

2.3　时效硬化行为与时效态组织

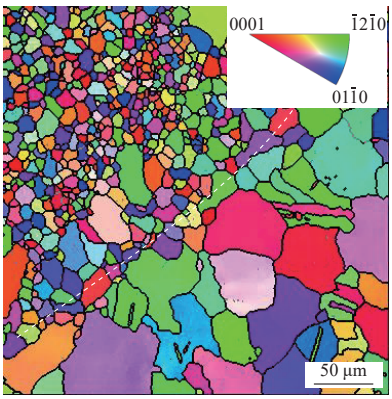
图 8 展示了不同固溶处理后接头的时效硬化



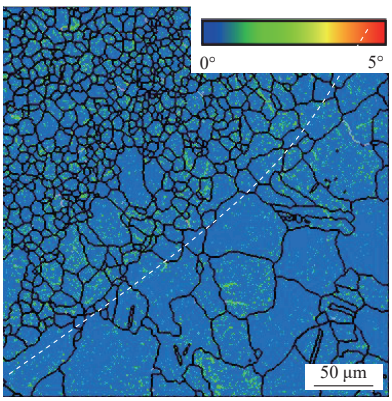
(a) WM 中心 IPF 图



(b) WM 中心 KAM 图



(c) WM 边缘 IPF 图

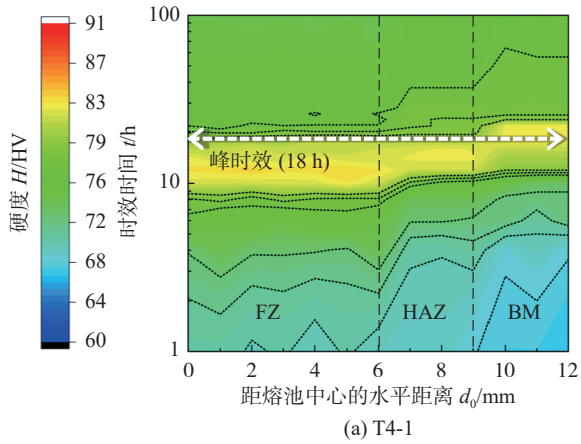


(d) WM 边缘 KAM 图

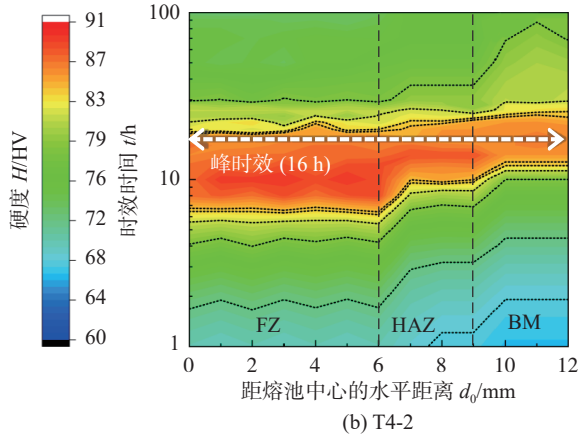
图 7 WM 中心与边缘的 IPF 图和 KAM 图

Fig. 7 IPF and KAM images of the WM center and edge. (a) IPF image of the WM center; (b) KAM image of the WM center; (c) IPF image of the WM edge; (d) KAM image of the WM edge

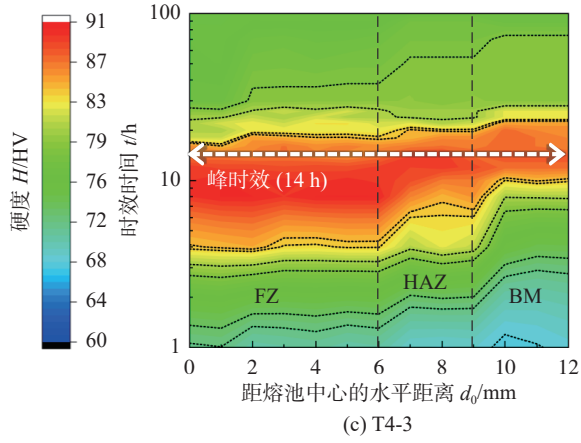
曲线. 结果表明, 各接头均呈现相似的时效响应规律, 但 WM 始终先于 HAZ 达到峰时效和过时效状态, HAZ 也早于 BM. 为统一评估接头整体性能, 文中将 BM 达到峰值硬度的时间定义为整个焊接接头达到峰时效状态. 据此, 经 500 ℃、525 ℃ 和 550 ℃ 固溶处理的试样, 其整体峰时效时间分别为 18 h、16 h 和 14 h. 这一时效序列差异与各区域的微观结构特征和应力状态密切相关. WM 因冷却速率



(a) T4-1



(b) T4-2



(c) T4-3

图 8 不同固溶温度补焊接头的时效硬化图

Fig. 8 Age hardening images of the repair welded joints at different solution temperatures. (a) T4-1; (b) T4-2; (c) T4-3

高而晶粒显著细化, 更大的晶界面积为析出相提供了更多形核位置, 从而加速了析出动力学[23]. HAZ 在焊接过程中经历剧烈的热循环, 不均匀的热膨胀与收缩导致较大残余应力, 提高了溶质原子扩散速率, 进而促进析出[24]. 因此, WM 和 HAZ 的析出倾向均高于 BM. 随着固溶温度从 500 ℃ 升高至 550 ℃, 各区域的峰时效时间逐渐缩短, 硬度显著提高. 在 500 ℃ 固溶时, WM、HAZ 和 BM 的峰时效时间分别为 12 h、14 h 和 18 h, 硬度分别为 84 HV、83 HV 和 82 HV; 而在 550 ℃ 固溶后, 三者峰时效时间分别缩短至 8 h、10 h 和 14 h, 硬度提升至 90 HV、89 HV 和 88 HV, 整体性能达到最优.

图 9 为不同时效状态下合金的 TEM 明场像及相应的 SAED 花样. 图 9(a) 为 500 ℃ 固溶处理后峰时效 (T6-1) 试样的显微形貌与 SAED 花样, 可见其中存在少量析出相, 但衍射花样中仅能观察到镁基体斑点, 未出现明显的析出相衍射斑. 图 9(b) 为 525 ℃ 固溶后欠时效 (under-aging, UA) 状态的形貌与衍射结果, 析出相数量也较少, 衍射花样中亦无清晰的析出相斑点. 图 9(c) 为 525 ℃ 固溶后峰时效 (T6-2) 试样的结果, 析出相数量显著增多, 析出相呈盘状均匀分布, 其 SAED 花样中除镁基体斑点外, 可清晰识别出 β′析出相的特征衍射斑点. 图 9(d) 为 525 ℃ 固溶后过时效 (over-aging, OA) 试样的形貌与衍射花样, 此时析出相尺寸明显粗化, 数量有所减少, 但通过衍射斑点仍可确认其为主 β′相. 上述结果表明, 随时效程度加深, β′析出相逐渐形成并粗化, 峰时效时析出相数量最多, 过时效后则发生明显粗化.

2.4　拉伸性能

图 10 展示了不同热处理状态下补焊接头拉伸后的宏观形貌. 未经热处理 (without heat-treatment, WH) 的试样断裂于 HAZ, 而经 T4 和 T6 处理后, 断裂位置均转移至 BM.

图 11 为不同热处理状态试样的工程应力-应变曲线, 表 1 中给出了具体力学性能数据, 可以看出 WH 状态下接头的极限抗拉强度 R_m、屈服强度 R_{eL} 和断后伸长率 A 分别为 242 MPa、165 MPa 和 8.6%. 固溶处理后, R_m 和 R_{eL} 随温度升高 (500 ~ 550 ℃) 而逐渐下降, A 则显著提升至 10.3% ~ 13.1%. 与之相反, 随固溶温度升高, 后续时效处理使接头的 R_m 和 R_{eL} 大幅提升, 分别达到 271 ~ 304 MPa 和 200 ~ 225 MPa, 但 A 相应降低至 4.9% ~

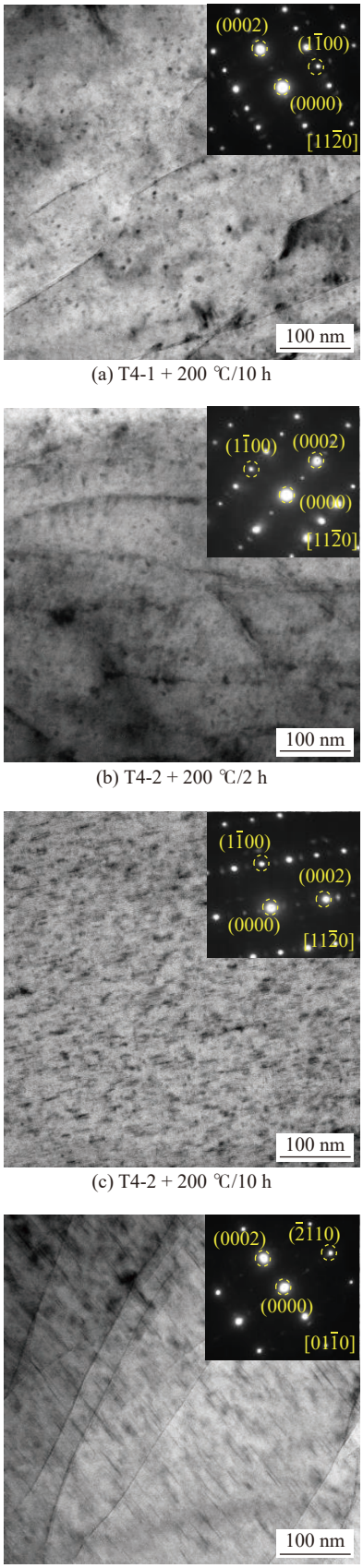


图 9　时效态补焊接头 TEM 组织和 SAED 花样

Fig. 9　TEM microstructures and SAED patterns of the repair welded joint in the aged state. (a) T4-1 + 200 ℃/10 h; (b) T4-2 + 200 ℃/2 h; (c) T4-2 + 200 ℃/10 h; (d) T4-2 + 200 ℃/100 h

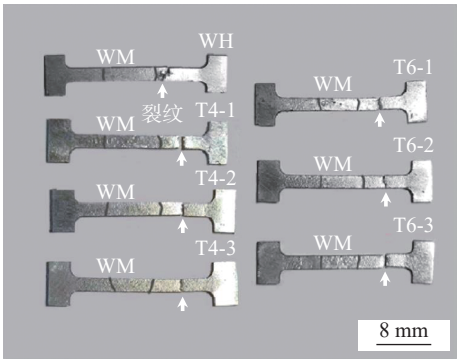


图 10 不同热处理状态下补焊接头拉伸试样断裂位置宏观照片

Fig. 10 Macroscopic images of the fracture locations of tensile samples from the repair welded joints under different heat treatment conditions

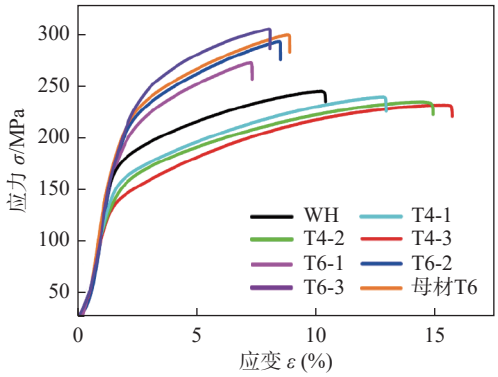


图 11 不同热处理状态补焊接头的拉伸工程应力-应变曲线

Fig. 11 Tensile engineering stress-strain curves of repair welded joints under different heat treatment conditions

表 1 不同热处理状态试样的力学性能

Table 1 Mechanical properties of specimens under different heat treatment conditions

试样	极限抗拉强度 R_m/MPa	屈服强度 R_{eL}/MPa	断后伸长率 A(%)
补焊	242±5	165±3	8.6±1.2
T4-1	233±5	151±2	10.3±0.9
T4-2	230±4	141±3	12.4±1.1
T4-3	226±4	134±3	13.1±0.7
T6-1	271±5	200±2	4.9±0.9
T6-2	293±3	215±3	5.8±1.3
T6-3	304±5	225±4	5.2±0.8
基体T6	292±4	218±2	6.0±1.3

5.8%. 值得注意的是, 尽管 550 ℃ 固溶后, 焊缝出现少量 AGG 现象, 但 T6-3 试样力学性能并未下降, 表明其对性能影响有限. 此外, 经 T6-2 工艺处理的补焊接头, 其力学性能 (R_m: 293 MPa, R_{eL}: 215 MPa, A: 5.8%) 与母材的 T6 态基体合金性能相当. 这说明采用合适的常规热处理工艺, 补焊操作并未对 Mg-4Y-3Nd-1.5Al 合金的力学性能产生明显不利影响.

图 12 展示了 WH 态及热处理后接头的断口形貌, 所有试样均呈现穿晶与沿晶混合断裂特征, 伴有韧窝、撕裂棱及解理面. WH 试样中断裂的 Al_2RE 颗粒表明其为裂纹源之一. 固溶处理后, 断口中撕裂棱和韧窝数量增多, 解理面减少, 且随固溶温度升高, 韧窝增多、解理面尺寸减小, 对应其断后伸长率提高、强度降低的趋势. 时效处理后, 解理面数量和尺寸显著增加, 韧窝与撕裂棱减少, 符合其高强度、低塑性的力学行为. 各状态下均可见断裂的 Al_2RE 颗粒, 说明其始终作为主要裂纹源存在.

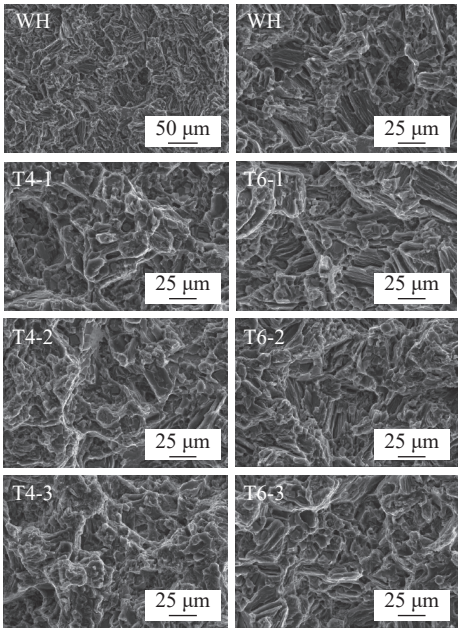


图 12 不同热处理状态下补焊接头的拉伸断口形貌

Fig. 12 Tensile fracture morphology of repair welded joints under different heat treatment conditions

图 13 为拉伸试样纵截面的光学显微组织. WH 接头在拉伸过程中, 裂纹主要萌生于网状共晶组织处, 断口形貌呈现以沿晶断裂为主的特征. 经 500 ℃ 固溶处理 (T4-1) 后, 组织中仍存在部分未溶解共晶, 断裂行为仍以沿晶方式为主导. 随着固溶温度升高至 525 ℃ 和 550 ℃, 共晶组织基本溶解, 晶界结合力增强, 裂纹萌生位置转移至晶内 Al_2RE 颗粒, 并沿晶内扩展, 断口特征相应表现出更多穿晶断裂的形态. 进一步经时效处理后, 断裂模式与对应固溶态相似, 但由于晶内析出相的强化作用, 材料塑性变形能力降低, 断口形貌趋于平整.

综上所述, 文中开发的 Mg-4Y-3Nd-1.5Al 合金

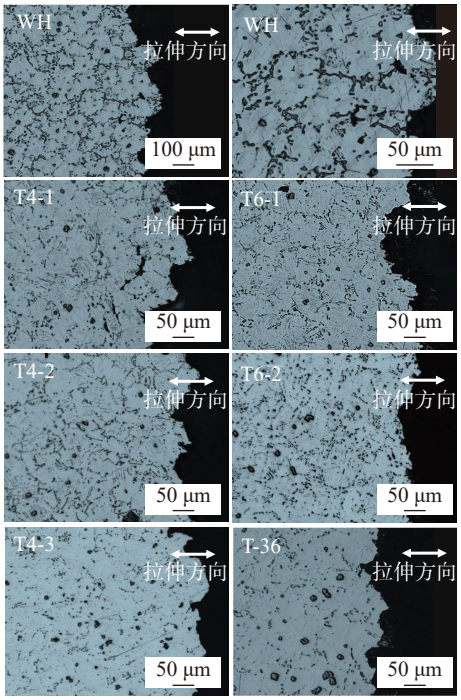


图 13　不同热处理状态下补焊接头拉伸试样纵向截面的光学显微组织

Fig. 13　Optical microstructure of longitudinal cross-sections of repair welded joint tensile samples under different heat treatment states

补焊接头展现出优异的力学性能与独特的热处理响应特性. 与传统 Mg-RE-Zr 合金相比, 该合金因含有大量热稳定的 Al_2RE 相, 在 550 ℃ 高温固溶处理过程中表现出卓越的晶粒热稳定性, 有效抑制了焊缝区的异常晶粒长大, 为后续获得高性能接头奠定了组织基础. 力学性能结果表明, 通过简单的 T6 时效处理, 即可使补焊接头的强度与塑性恢复至与未焊接基体相当的水平. 特别是经 525 ℃ 固溶 + 峰时效处理后, 接头抗拉强度达 293 MPa, 屈服强度达 215 MPa, 断后伸长率为 5.8%, 性能与基体匹配良好. 断口分析进一步揭示, 热处理通过溶解晶界脆性共晶组织, 显著增强了晶界结合力, 促使断裂机制由沿晶为主向穿晶为主转变, 从而改善了塑性. 更重要的是, 即使少量未溶 Al_2RE 相作为裂纹源存在, 也并未对接头整体性能构成显著损害. 文中证实, Mg-Y-Nd-Al 系合金凭借其固有的第二相热稳定性, 能够有效规避补焊区域在后续热处理中的晶粒粗化风险, 为实现高强度镁合金结构件的高质量修复提供了新的材料选择与工艺依据.

3　结论

(1) 与传统 Mg-RE-Zr 合金相比, 新型 Mg-4Y-3Nd-1.5Al 合金补焊接头在 550 ℃ 的固溶处理中表现出卓越的晶粒热稳定性, 焊缝区仅有个别晶粒发生异常长大. 这主要归因于晶界处高熔点 Al_2RE 相强烈的 Zener 钉扎作用, 有效抑制了晶界迁移.

(2)Mg-4Y-3Nd-1.5Al 合金成功协调了焊后热处理中共晶组织溶解与抑制晶粒异常长大之间的矛盾. 固溶处理能有效溶解晶界网状共晶, 改善组织均匀性; 而后续时效处理可析出 β′强化相, 显著提升强度.

(3) 经过优化的 T6 热处理 (525 ℃/24 h 固溶 + 200 ℃/10 h 时效) 后, 补焊接头的力学性能 (极限抗拉强度 293 MPa, 屈服强度 215 MPa, 断后伸长率 5.8%) 可恢复至与未焊接基体相当的水平, 证明补焊修复并未对合金整体性能产生明显损害.

(4) 对于文中涉及的 Mg-4Y-3Nd-1.5Al 合金, 热处理通过溶解脆性共晶组织, 增强了晶界结合力, 使接头的断裂模式由焊态的以沿晶断裂为主, 转变为以穿晶断裂为主, 塑性得到改善.

参考文献

[1] 任大鑫, 丛凌翔, 韩荣豪, 等. 根部加强的镁合金搅拌摩擦焊分析 [J]. 焊接学报, 2024, 45(1): 23 − 30,130 − 131.
REN Daxin, CONG Lingxiang, HAN Ronghao, *et al*. Analysis of friction stir welding of magnesium alloy with root reinforcement[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2024, 45(1): 23 − 30,130 − 131.

[2] 方乃文. 镁合金导弹舱体及尾翼 DE-GMAW 焊接工艺数值模拟 [D]. 哈尔滨理工大学, 2018.
FANG Naiwen. Numerical simulation of the DE-GMAW welding process of magnesium alloy missile cabin and tail[D]. Harbin University of Science and Technology, 2018.

[3] 方乃文, 王丽萍, 李连胜, 等. 镁合金圆筒舱体 DE-GMAW 焊接数值模拟 [J]. 焊接学报, 2018, 39(7): 29 − 32.
FANG Naiwen, WANG Liping, LI Liansheng, *et al*. Numerical simulation of DE-GMAW for magnesium alloy cylindrical cabins[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2018, 39(7): 29 − 32.

[4] LIU S J, YANG G Y, LUO S F, *et al*. Microstructure evolution during heat treatment and mechanical properties of Mg-2.49Nd-1.82Gd-0.19Zn-0.4Zr cast alloy[J]. Materials Characterization, 2015, 107: 334 − 342.

[5] PENG Qiuming, WANG Jianli, WU Yaoming, *et al*. The effect of La or Ce on ageing response and mechanical properties of cast Mg-Gd-Zr alloys[J]. Materials Characterization, 2008, 59(4):

423 − 439.

[6] SITHOLE Cindy, NYEMBWE Kasongo, OLUBAMBI Peter, *et al*. Process knowledge for improving quality in sand casting foundries: a literature review[J]. Procedia Manufacturing, 2019, 35: 356 − 360.

[7] LI Jilin, CHEN Rongshi, MA Yuequn, *et al*. Characterization and prediction of microporosity defect in sand cast WE54 alloy castings[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2014, 30(10): 991 − 997.

[8] 王欣, 杨闯, 冯吉才. ZM6 镁合金铸件 TIG 焊补焊工艺 [J]. 焊接学报, 2010(9): 33 − 36.
WANG Xin, YANG Chuang, FENG Jicai. TIG repair welding process for ZM6 magnesium alloy castings[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2010(9): 33 − 36.

[9] WANG Linzhi, SHEN Jun, XU Nan. Effects of TiO_2 coating on the microstructures and mechanical properties of tungsten inert gas welded AZ31 magnesium alloy joints[J]. Materials Science and Engineering: A, 2011, 528: 7276 − 7284.

[10] MENG D H, ZHOU B, WU D, *et al*. Parameter optimization of gas tungsten-arc repair welding technique in Mg-6Gd-3Y-0.5Zr alloy[J]. International Journal of Metalcasting, 2018, 13: 345 − 353.

[11] TONG Xin, WU Guohua, ZHANG Liang, *et al*. Microstructure and mechanical properties of repair welds of low-pressure sand-cast Mg-Y-RE-Zr alloy by tungsten inert gas welding[J]. Journal of Magnesium and Alloys, 2022, 10(1): 180 − 194.

[12] WANG Qiman, TONG Xin, WU Guohua, *et al*. Microstructure and strengthening mechanism of TIG welded joints of a Mg-Nd-Gd alloy: Effects of heat input and pulse current[J]. Materials Science and Engineering: A, 2023, 869: 144816.

[13] JIN Xueze, XU Wenchen, LI Kuilong, *et al*. Influence of heat treatment on the evolution of microstructure and mechanical properties of Mg-7Gd-5Y-0.6Zn-0.8Zr magnesium alloy[J]. Materials Science and Engineering: A, 2018, 729: 219 − 229.

[14] LI Guoqiang, ZHANG Jinghuai, WU Ruizhi, *et al*. Development of high mechanical properties and moderate thermal conductivity cast Mg alloy with multiple RE via heat treatment[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2018, 34(7): 1076 − 1084.

[15] ZHANG Guoqing, TONG Xin, WU Guohua, *et al*. Research on the post-weld heat treatment of TIG repair welded joint of sand-cast Mg-Y-RE-Zr alloy[J]. Materials Science and Engineering: A, 2021, 821: 141577.

[16] TONG Xin, ZHANG Guoqing, WU Guohua, *et al*. Addressing the abnormal grain coarsening during post-weld heat treatment of TIG repair welded joint of sand-cast Mg-Y-RE-Zr alloy[J]. Materials Characterization, 2021, 176: 111125.

[17] MOBARAKEH A I, ASGHARI F, KHOSHDEL S, *et al*. Grain refinement of magnesium alloys by in-situ formed Al_2RE particles: A comprehensive review[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2025, 37: 1505 − 1540.

[18] WANG Lei, LIU Zhengtao, FENG Yicheng, *et al*. Effect of TIG repaired welding process on microstructure and mechanical properties of as-cast Mg-4Y-3Nd-1.5Al alloy[J]. Materials Characterization, 2025, 219: 114622.

[19] LEZAACK Matthieu B, SIMAR Aude. Avoiding abnormal grain growth in thick 7XXX aluminum alloy friction stir welds during T6 post heat treatments[J]. Materials Science and Engineering: A, 2021, 807: 140901.

[20] KERTSCH Lukas, HELM Dirk. A thermodynamically consistent model for elastoplasticity, recovery, recrystallization and grain coarsening[J]. International Journal of Solids and Structures, 2018, 152-153: 185 − 195.

[21] CHEN Qinghua, CHEN Ruinan, SU Jian, *et al*. The mechanisms of grain growth of Mg alloys: A review[J]. Journal of Magnesium and Alloys, 2022, 10(9): 2384 − 2397.

[22] PARIYAR Abhishek, TOTH Laszlo S, KAILAS Satish V, *et al*. Imparting high-temperature grain stability to an Al-Mg alloy[J]. Scripta Materialia, 2021, 190: 141 − 146.

[23] ZHANG Dongdong, YANG Qiang, LI Baishun, *et al*. Improvement on both strength and ductility of Mg-Sm-Zn-Zr casting alloy via Yb addition[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2019, 805: 811 − 821.

[24] OLUWASEGUN Falodun, SAMUEL Oke, MICHAEL B Bodunrin. A comprehensive review of residual stresses in carbon steel welding: formation mechanisms, mitigation strategies, and advanced post-weld heat treatment techniques[J]. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2025, 136: 4107 − 4140.

作者简介: 王雷，博士，副教授；主要研究方向为高性能轻合金材料；Email：leiwang@hrbust.edu.cn.
冯义成 (通信作者)，博士，教授；主要研究方向为高性能轻合金材料；Email：fyc7806067@163.com.

（编辑： 赵佳欣）