

引用格式: 曹君, 陈燕飞, 朱政强, 等. 稀土镁合金的超声固相连接: 微观组织演变特征与强化机制研究[J]. 航空材料学报, 2026, 46(9): 55-67.

CAO Jun, CHEN Yanfei, ZHU Zhengqiang, et al. Solid-state joining of rare-earth magnesium alloys *via* ultrasonic welding: microstructural evolution characteristics and strengthening mechanism[J]. Journal of Aeronautical Materials, 2026, 46(9): 55-67.

稀土镁合金的超声固相连接: 微观组织演变 特征与强化机制研究

曹 君¹, 陈燕飞^{2*}, 朱政强², 熊志林¹, 李思嘉¹, 杨群义²

(1. 湖南工业职业技术学院 机械工程学院, 长沙 410208; 2. 南昌大学 先进制造学院, 南昌 330031)

摘要: 焊接热循环过程中, 镁合金易发生晶粒粗化和析出相结构改变, 导致合金微观组织损伤, 进而削弱焊接接头性能。如何降低焊接过程中镁合金的强度损伤, 已成为镁合金加工领域的研究热点。本工作采用超声振动辅助连接工艺对含 Ce 稀土镁合金进行连接, 并系统研究接头的微观组织演变与强化机制。研究表明, 超声振动诱发的声致塑性与热效应促使接触界面发生剧烈的动态再结晶, 显著细化超声作用区的晶粒, 晶粒尺寸从母材的 250 μm 细化至 10~30 μm 。与此同时, 超声振动产生的高频机械剪切将接头内粗大的析出相破碎为尺寸均匀、弥散分布的微米/亚微米颗粒, 可显著增强沉淀强化效应。此外, 稀土元素 Ce 在晶界偏聚形成热稳定相, 有效钉扎晶界并抑制位错滑移, 从而减缓焊接接头的微观组织改变。力学性能测试结果表明, 在细晶强化、弥散强化与稀土元素强化的协同作用下, 接头拉剪强度达 194.9 MPa, 接头强度为母材强度的 92.4%, 且断裂模式由界面脆性断裂向基体韧性断裂转变。

关键词: 稀土镁合金; 超声振动; 第二相破碎; 析出强化; 晶粒细化

doi: 10.11868/j.issn.1005-5053.2025.000231

CSTR: 32420.14.j.issn.1005-5053.2025.000231

中图分类号: V261.3⁺4; TG453.9

文献标识码: A

文章编号: 1005-5053(2026)09-0055-13

Solid-state joining of rare-earth magnesium alloys *via* ultrasonic welding: microstructural evolution characteristics and strengthening mechanism

CAO Jun¹, CHEN Yanfei^{2*}, ZHU Zhengqiang², XIONG Zhilin¹, LI Sijia¹, YANG Qunyi²

(1. School of Mechanical Engineering, Hunan Industry Polytechnic, Changsha 410208, China; 2. School of Advanced Manufacturing, Nanchang University, Nanchang 330031, China)

Abstract: During welding thermal cycles, magnesium alloys are highly susceptible to grain coarsening and structural changes of precipitates, leading to microstructural damage and subsequently deteriorating the performance of welded joints. Consequently, mitigating the strength degradation of magnesium alloys during welding has attracted considerable research attention in the field of magnesium alloy processing. In this study, an ultrasonic vibration-assisted solid-state joining process is employed to join a Ce-containing rare-earth magnesium alloy, and the microstructural evolution and strengthening mechanisms of the joints are systematically investigated. The results indicate that the acoustic plasticity and thermal effects induced by ultrasonic vibration promote intense dynamic recrystallization at the contact interface, resulting in significant grain refinement within the ultrasonic-affected zone, with grain sizes reduced from 250 μm in the base metal to 10-30 μm in the joint region. Simultaneously, the high-frequency mechanical shearing generated by ultrasonic vibration fragments coarse precipitates into uniformly distributed micro- and submicro-sized particles, thereby significantly enhancing precipitation strengthening. In addition, the segregation of rare-earth element Ce at the grain boundaries leads to the formation of thermally stable phases, which effectively pin grain boundaries and

suppress dislocation motion, thereby mitigating microstructural degradation during the joining process. Mechanical testing demonstrates that the synergistic effects of grain-refinement strengthening, dispersion strengthening, and rare-earth strengthening enable the joint to achieve a lap-shear strength of 194.9 MPa, equivalent to 92.4% of the base metal strength. Additionally, the fracture mode transitions from interfacial brittle fracture to matrix ductile fracture. The findings provide theoretical basis and technical guidance for the development of low-damage, highly reliable joining technologies for rare-earth magnesium alloys.

Key words: rare-earth magnesium alloy; ultrasonic vibration; second-phase fragmentation; precipitation strengthening; grain refinement

随着能源与环境问题的日益凸显,轻量化已成为航空航天、轨道交通及汽车制造等高端装备领域的核心发展趋势^[1]。镁合金作为目前工程应用中最轻的金属结构材料,凭借其高比强度、优异的阻尼减震性能及良好的可回收性,展现出巨大的应用潜力^[2-3]。然而,常规镁合金普遍存在耐热性差和力学性能不足的问题^[4]。为克服上述缺陷,利用高丰度、低成本的轻稀土元素铈(Ce)对镁合金进行改性,形成兼具强度、热稳定性和成本综合优势的Mg-Ce稀土镁合金体系,已成为开发高性能、低成本镁合金的重要策略^[5-6]。需要重点指出的是,Ce元素对镁合金的主要强化机制包括两方面:一是生成 $\text{Al}_{11}\text{Ce}_3$ 、 Al_4Ce 、 $\text{Al}_{10}\text{Ce}_2\text{Mn}_7$ 等热稳定相;二是借助稀土元素特有的外层电子结构,使合金原有析出相得到细化与弥散分布,通过钉扎晶界和位错实现基体强化^[6-7]。而如何在后续的镁合金加工及制造环节(尤其是焊接),避免上述精密设计的基体强化结构因热循环而发生溶解或破坏,成为镁合金零部件加工制造的重要科学问题^[8]。

目前,镁合金的有效连接仍面临诸多挑战。传统的熔焊方法(如弧焊、激光焊)涉及材料的熔化与凝固,其伴随的高温热循环不可避免地破坏了合金原本的亚稳态组织^[8-9]。研究表明,在熔化区(fusion zone, FZ)及热影响区(heat affected zone, HAZ),晶粒极易严重粗化,且关键强化相(如Mg-Ce相或Mg-Gd-Y相^[10-11])会发生不可逆的溶解、团聚或形态恶化,导致接头出现典型的软化区,极易诱发沿晶断裂^[10-11]。此外,镁合金的高化学活性与高热膨胀系数使其在熔焊过程中极易产生气孔、热裂纹及氧化夹杂等缺陷^[12-15]。因此,研发兼具低热输入、微观组织扰动小、高温焊接停留时间短等特征的新型连接工艺,是实现稀土镁合金高质量连接的必由之路^[16-18]。

固态连接技术因可避免母材熔化,被视为缓解上述矛盾的重要方法。其中,搅拌摩擦焊(friction stir welding, FSW)通过摩擦产热与强塑性搅拌实

现固相冶金连接,在铝合金等面心立方(face-centered cubic, FCC)晶体结构材料中取得了显著成效(FCC晶体结构拥有12个滑移系,具备良好的塑性变形能力)^[19-20],目前已在我国绝大部分动力机车(和谐号、复兴号等)的铝制部件加工上获得工程应用^[19]。然而,将搅拌摩擦焊应用于镁合金连接时,却面临变形机制层面的物理限制,即镁合金属于密排六方(hexagonal close packed, HCP)晶体结构,室温下独立滑移系的数量(仅基面滑移)远低于铝合金,难以满足von Mises多晶体稳定塑性变形判据^[21-22]。即便通过预热或搅拌摩擦热辅助(约250~400℃^[23])激活非基面滑移,镁合金的变形能力依然有限。在剧烈的机械搅拌作用下,塑性不足的镁合金极易在焊缝根部出现缺陷甚至脆性开裂;同时,搅拌摩擦焊过长时间的热-力耦合作用(约300~450℃^[24])还会导致热影响区晶粒粗化与析出相回溶等问题,进一步造成接头性能损失^[25]。由此可见,固态连接并不等同于低焊接热输入、低强度损伤,镁合金固态连接的关键在于在获得冶金结合的同时,最大限度地避免热影响区强化相退化^[8]。

在此背景下,超声焊接(ultrasonic welding, USW)作为一种典型的超低热输入固态连接技术,为热敏感、难变形的稀土镁合金的连接提供了全新的思路^[26]。与搅拌摩擦焊不同的是,超声焊接利用高频振动诱发的声致塑性效应与界面摩擦热,在连接界面产生微滑移摩擦与高应变率剪切变形^[27],能在极短的时间($<1\text{ s}$ ^[8])和极低的温度($<40\%T_m$ ^[8])下实现材料的原子级结合^[26, 28]。这种独特的高应变率、低热输入特征,理论上能最大程度地保留稀土镁合金的原始组织形貌,并抑制脆性相的粗化^[8]。然而,目前国内外学者针对镁合金的超声焊接虽然开展了大量研究,但主要集中在AZ31、AZ91、ZK60等商用变形镁合金体系^[29-31],对稀土镁合金超声焊接的研究尚不充分。例如,Zhao等^[29]、Baradarani等^[32]的研究均发现,超声能场能够促进镁合金界面的动态再结晶、细化晶粒并提高接头强

度,但其研究对象多为主要依赖基体固溶强化或含低熔点析出相的合金体系(如 Mg-Al-Zn 体系、Mg-Zn-Zr 体系等)。而对于含高热稳定性、硬脆稀土析出相的稀土镁合金(如含 Al-Ce、Al-Y 相的镁合金体系),高频超声振动场如何影响稀土析出相的演变行为(破碎、溶解或重排),以及稀土元素在超声诱导的快速动态再结晶过程中的界面调控机制尚缺乏系统、深入的研究,这直接制约了稀土镁合金低损伤连接技术的开发。

基于此,本工作以含 Ce 稀土镁合金为研究对象,采用超声焊接对含 Ce 稀土镁合金薄板进行固态连接。通过微观组织表征与力学性能测试,系统研究超声振动场下晶粒结构的演变规律及稀土析出相的响应行为,重点揭示超声诱导的晶粒细化与析出相破碎机制,以及稀土 Ce 元素在晶界钉扎中的强化作用机理。

1 实验材料与方法

实验所用母材为含 0.4%(质量分数,下同) Ce 元素的稀土镁合金,其成分如表 1 所示。该合金由纯镁、铝块、锌块、Mg-Mn 中间合金和 Mg-30%Ce 中间合金熔炼而成,熔炼得到的铸锭(铸态)经线切割切片(焊接样品尺寸: 50 mm×10 mm×0.7 mm)、表面磨抛(800 目砂纸)后,作为超声焊接母材。

表 1 镁合金母材成分表(质量分数/%)
Table 1 Composition of the base metal(mass fraction/%)

Al	Zn	Ce	Mn	Si	Fe	Cu	Mg
3.156	1.098	0.4	0.385	0.167	0.029	0.014	Bal.

超声焊接借助 SONICS MSC2500-20 型超声焊接系统完成,超声工作频率 20 kHz,最大额定输出功率为 2.5 kW。采用能量控制模式,即焊接能量输入目标设定为 2000 J。在该模式下,超声波发生器持续输出能量,直至累计能量达到设定值之后系统自动停止。由于上、下层镁板之间及工件与超声焊头之间的接触/耦合状况各异,焊接过程中施加的瞬时功率(P)与焊接时间(t)是动态变化的,遵循关系式 $E = \int P(t) dt$ 。焊接压力设定为 1 kN,焊接前进行 1.0 s 的预压。上、下层镁板采用搭接形式进行焊接,搭接长度 15 mm。超声焊接系统的上焊头与变幅杆相连,振幅为 60 μm ,上焊头与工件接触面为 9 mm×4.5 mm 的矩形;下焊头则是提供支撑

的金属底砧(固定于底座,无超声振动),上、下焊头表面均加工出四棱锥形齿纹,以防止焊接过程中工件发生相对滑移。

焊接完成后,对焊接接头进行微观组织和力学性能分析。金相试样的制备:先借助线切割设备在焊缝中部切取 10 mm×5 mm 的试样;之后通过环氧树脂冷镶,再经 400~2000 目的 SiC 砂纸以及粒度 1 μm 的抛光剂依次研磨、抛光;最后进行金相腐蚀(腐蚀剂为 1 g 草酸、5 mL 氢氟酸与 100 mL 去离子水混合液,腐蚀时间为 10 s)。利用 Keyence VHX-6000 光学显微镜(optical microscope, OM)、蔡司 EVO MA 10 和 TESCANVEGA3 扫描电镜(scanning electron microscope, SEM)进行微观组织观察;借助蔡司扫描电镜内置的牛津 X-Max 能谱仪进行元素成分分析;采用帕纳科 X Pert X 射线衍射仪(X-ray diffraction, XRD)进行物相分析;采用 FEI Talos F200X 透射电镜(transmission electron microscope, TEM)进行物相观察和分析,所用试样由 FEI Scios 聚焦离子束电镜(focused ion beam SEM, FIB-SEM)制备。显微硬度则采用 HVX-1000A 显微硬度计进行测试,加载载荷为 200 g,保压时间 15 s,每点间隔为 200 μm 。拉伸性能测试在深圳凯尔 IBTC-2000 原位拉伸试验机上完成,拉伸速率为 1 mm/min。

2 结果与讨论

2.1 焊接接头的宏观形貌

稀土镁合金超声焊接接头上、下表面的宏观形貌如图 1 所示。由图可知,焊接过程中,超声焊头表面的齿纹在镁合金上、下表面留下了规则的四棱锥形压痕。测量发现,上、下表面压痕深度分别为 125 μm 和 41 μm 。上表面压痕深度远高于下表面,表明声能在焊接过程中主要集中于顶部超声焊头与材料的耦合界面处。图 2 是焊接接头的截面形貌图,图中的焊缝截面形貌进一步展示了上、下表面压痕的深度,说明能量传递与塑性变形区域具有良好的 consistency。

从光学(图 2(a)、(c))与扫描电镜(图 2(b)、(d))图片可知,上、下层镁板之间已经形成厚度均匀、界面连续的连接层(固相结合区),焊缝截面未发现明显的孔洞、夹杂及氧化物缺陷,表明界面结合质量优良。由于上、下镁板材质相同,且超声焊属于固态连接方法,焊接温度低于材料的固相线且不经宏观熔化-凝固过程,因此在低倍下并未观

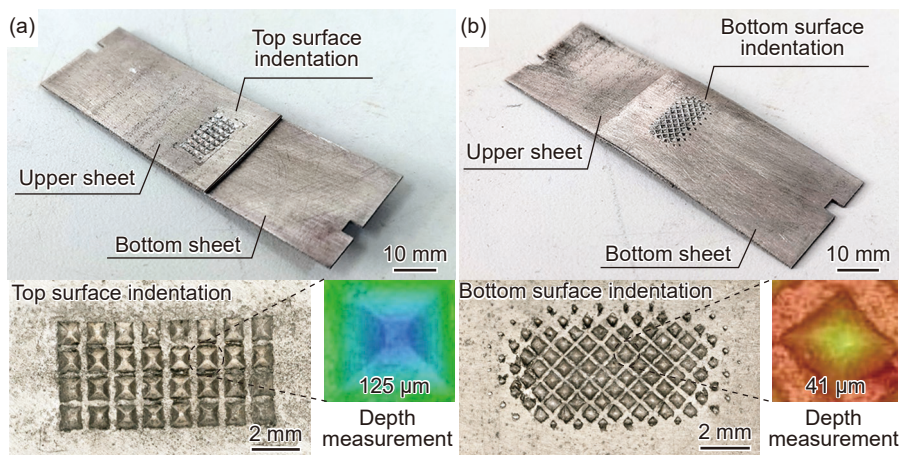


图1 焊接接头上、下表面压痕形貌 (a)上层镁板压痕;(b)底层镁板压痕

Fig. 1 Surface indentation morphologies of the welded joint (a) indentation on the upper magnesium plate; (b) indentation on the lower magnesium plate

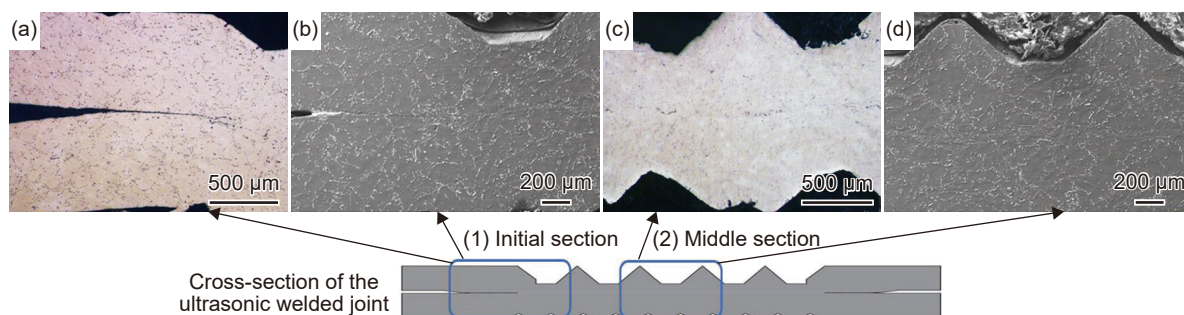


图2 焊接接头的形貌 (a)焊缝起始段光学电镜图;(b)焊缝起始段扫描电镜图;
(c)焊缝截面光学电镜图;(d)焊缝截面扫描电镜图

Fig. 2 Morphologies of the welded joint (a) OM of the weld initial section; (b) SEM of the weld initial section; (c) OM of the weld cross-section; (d) SEM of the weld cross-section

观察到明显的焊缝界线。这一宏观特征反映出超声焊通过界面高频摩擦与局部塑性流动实现材料低热输入连接的特征,较低的连接温度使固相结合区的微观组织与母材接近。

观察图2(a)、(b)发现,在超声焊头直接作用的区域外,上、下层母材之间存在明显缝隙,且随着与超声焊头中心距离的增大,缝隙逐渐加宽。上述现象说明声能量在材料内沿径向衰减很快,远离焊头中心的区域难以形成足够的循环剪切塑性变形与有效扩散接触;而在超声焊头正下方区域,声能与法向压力的耦合最为充分,界面材料经历强烈的周期性摩擦、生热与高应变率剪切诱发的动态回复/局部再结晶过程,从而形成了稳定的冶金连接。由此可见,焊接接头的有效连接区域受声能空间分布及接触压力场的共同控制^[28]。

2.2 焊接接头的微观组织

含0.4%Ce稀土的镁合金母材的微观组织如图3所示。由图可见,稀土镁合金母材由粗大的等

轴 α -Mg晶粒组成,通过线性截距法测量可知,母材平均晶粒尺寸约为250 μm (图3(b))。进一步放大观察发现,大量岛状或断续网状析出相分布于晶界(图3(d)、(e)),而晶粒内部则弥散分布少量针状、棒状或颗粒状析出相(图3(f))。值得注意的是,与常规AZ系镁合金(Mg-Al-Zn系合金,无稀土元素)中常见的连续网状 $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 相不同的是,添加稀土Ce元素后,晶界第二相由连续网络态转变为断续颗粒态,整体尺寸显著细化并在区域内弥散分布(图3(d))。这一变化主要归因于稀土Ce元素在凝固过程中优先偏聚于晶界,改变了晶界能与析出相形核动力学条件^[33],同时Al-Ce相的形成会影响晶界附近Al元素的配分,从而抑制了 $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 在晶界的连续析出,使第二相呈现出更弥散和离散分布特征^[34]。

借助EDS进一步分析母材内主要第二相的元素组成,其元素含量、形貌和分布特征如图4所示。通过BSE元素衬度图(图4(b))可以看出,颗

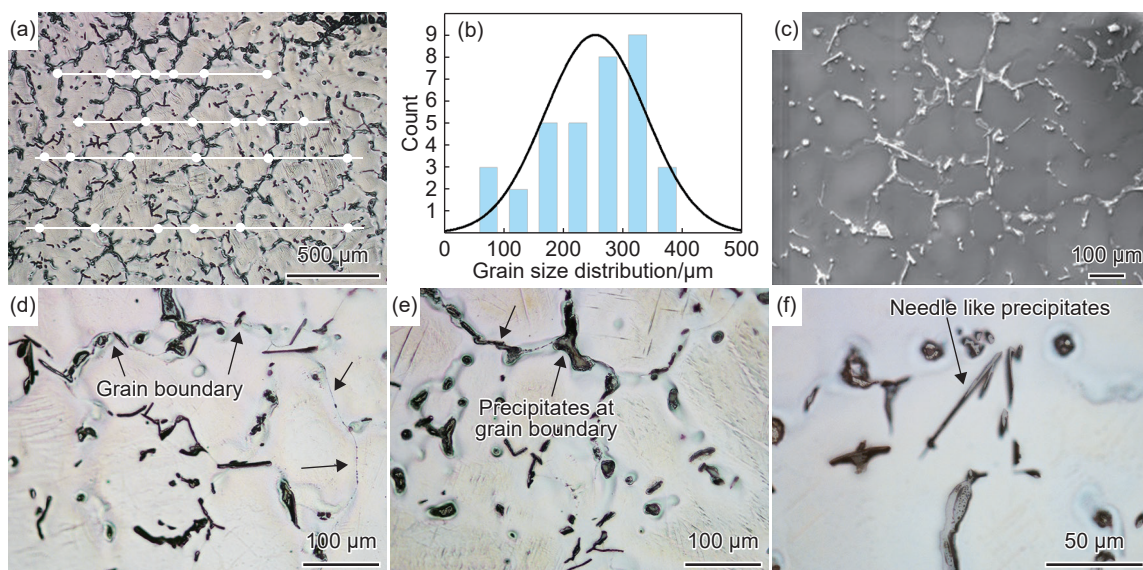


图 3 镁合金母材的微观组织 (a)母材金相;(b)晶粒尺寸分布图;(c)母材扫描电镜图;(d)晶界;(e)晶界析出相;(f)针状析出相

Fig. 3 Microstructures of the base metal (a) OM image of the base metal; (b) grain size distribution; (c) SEM of the base metal; (d) grain boundary; (e) precipitates at grain boundaries; (f) needle-like precipitates

粒状、针状、棒状析出相衬度明显高于岛状析出相,说明其含有高原子序数的稀土元素。结合 A 处元素组成(Al、Mn、Ce)和原子比 Al:Mn:Ce $\approx$ 6:3:1(图 4(c)),以及前期对镁合金母材的物相组成的分析结果^[7, 22],可以初步推断 A 处析出相为 Al₁₀Ce₂Mn₇。B 处析出相元素衬度较暗,说明其由原子序数较低的元素组成,结合原子比 Mg:Al:Zn

$\approx$ 5:2:1(图 4(d)),以及母材成分和 Mg-Al、Mg-Zn 二元相图,可推断 B 处第二相为 Mg₁₇Al₁₂和 MgZn₂的共晶混合物(Mg₁₇Al₁₂和 MgZn₂共晶点接近^[22],常呈混合分布特点,相关机制在前期工作中已深入探讨^[7, 22])。C 和 D 处第二相形貌呈棒状或针状,衬度较亮,EDS 结果显示其主要由 Al 和 Ce 元素组成(不含 Mn 元素)、原子比接近 3:1,结

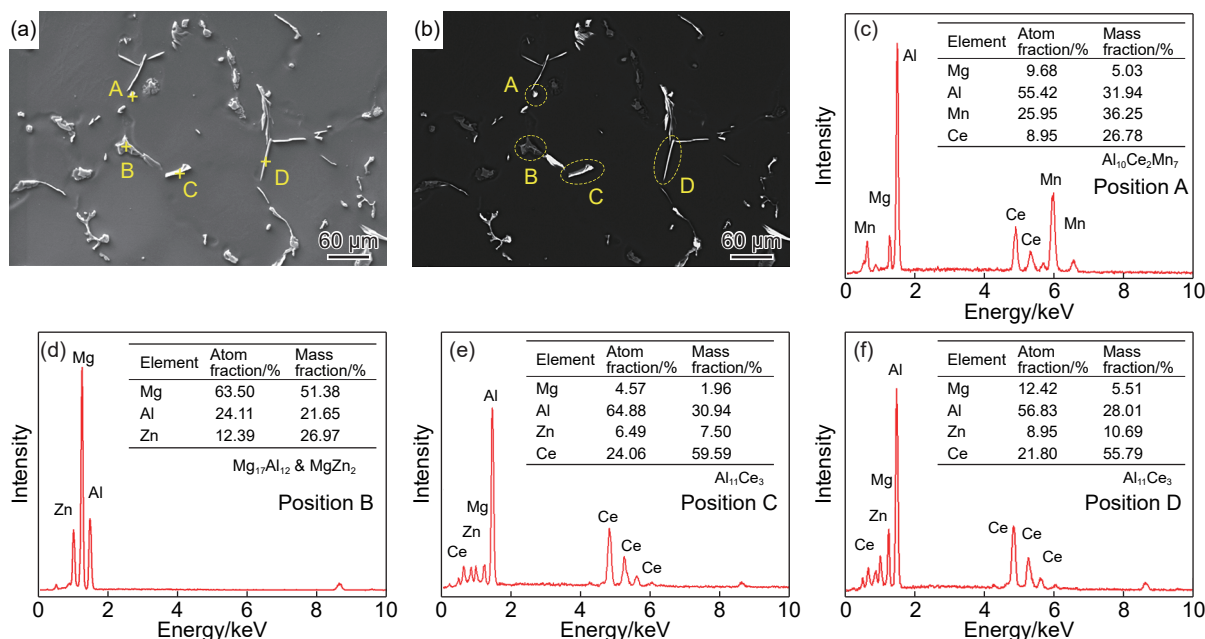


图 4 母材内析出相的元素组成 (a)EDS 测试位置;(b)析出相元素衬度(BSE)图;(c)位置 A 的 EDS 结果;(d)位置 B 的 EDS 结果;(e)位置 C 的 EDS 结果;(f)位置 D 的 EDS 结果

Fig. 4 Elemental composition of the precipitates in the base metal (a) EDS test positions; (b) BSE image of the precipitates; (c) EDS result of position A; (d) EDS result of position B; (e) EDS result of position C; (f) EDS result of position D

合其针状形貌特征可以判断为 $\text{Al}_{11}\text{Ce}_3$ 相。综上,母材内析出相的物相组成主要包括 $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 、 MgZn_2 以及硬度较高、热稳定性较强的稀土金属间化合物 $\text{Al}_{11}\text{Ce}_3$ 和 $\text{Al}_{10}\text{Ce}_2\text{Mn}_7$ 等。

图5是含Ce稀土镁合金超声焊接接头截面的形貌图,从中可以观察到一条颜色偏深、形貌起伏的金属塑性流动带沿上、下两层板材的接触界面分布,该区域即为典型的固相结合区(焊缝区)。固相结合区作为超声能量集中输入的核心区,伴随强烈的界面周期性剪切摩擦与局部温升,区域内的材料发生剧烈的塑性变形,并伴随动态回复与局部再结

晶特征,区域内晶粒细化至约 $10\sim 30\ \mu\text{m}$, 远低于母材晶粒尺寸。上述晶粒细化现象主要归因于声致塑性效应与摩擦热的协同作用效果,即高频振动降低了金属的变形抗力,促使软化的镁基体发生剧烈塑性流变^[35],导致固相结合区及临近区域的位错密度急剧上升、亚结构细化,形成高能量晶界,并在局部温升驱动下再结晶形核,从而实现晶粒的快速细化^[29]。同时,如图5(c)所示,母材内原本粗大的针状 $\text{Al}_{11}\text{Ce}_3$ 及岛状 $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 等析出相在接头处消失,取而代之的是弥散分布的、平均粒径低于 $10\ \mu\text{m}$ 的细小颗粒。

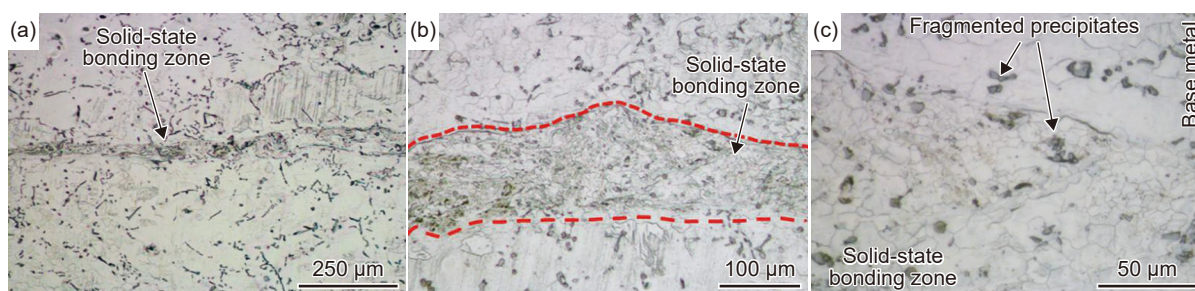


图5 焊接接头形貌图 (a)焊缝截面;(b)固相结合区放大图;(c)固相结合区内破碎的析出相

Fig. 5 Morphologies of the welded joint (a) weld cross-section; (b) magnified view of the solid-state bonding zone; (c) fractured precipitates within the solid-state bonding zone

进一步通过扫描电镜分析固相结合区内的析出相,得到图6所示的析出相形貌及分布图。由图可知,与传统熔焊中析出相易发生热致溶解或粗化截然不同,固相结合区内可见明显的金属塑性流

动,其中弥散分布着大量细小的粒状、棒状或短针状第二相,这与图5(c)相互印证。对比图6与母材析出相(图3和图4)可以发现,固相结合区内析出相总体尺度更细小、分布更弥散。

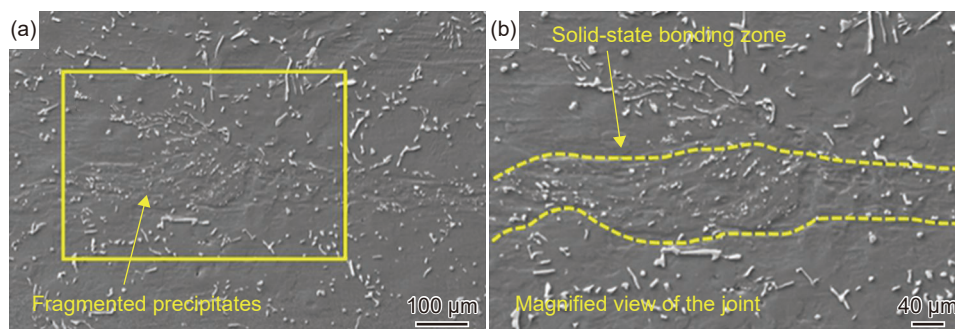


图6 固相结合区内的析出相 (a)固相结合区析出相结构;(b)固相结合区放大图

Fig. 6 Precipitates in the solid-state bonding zone (a) precipitate structure in the solid-state bonding zone; (b) magnified view of the precipitates in the solid-state bonding zone

固相结合区内析出相的细化与弥散分布,主要归因于高频超声振动诱发的机械破碎与金属塑性流变驱动的弥散分布机制,具体包括以下两个过程。

(1)镁合金基体与析出相之间的变形不协调导致的析出相机械破碎:区域内的析出相如 $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 、 $\text{Al}_{11}\text{Ce}_3$ 、 $\text{Al}_{10}\text{Ce}_2\text{Mn}_7$ 等属于高硬度、高弹性模量的

硬脆相^[36],而 $\alpha\text{-Mg}$ 基体在超声作用下显著软化,在超声高频循环剪切应力的剧烈作用下,硬脆析出相无法与软化的基体协同变形,导致应力在析出相内部及相界面处集中;当局部剪切应力超过析出相断裂强度或相界面结合强度时,粗大的网状、块状、针状析出相发生典型的剪切脆性断裂^[37],破碎

成微米、亚微米级颗粒碎片。

(2) 金属塑性流动变驱动的弥散分布: 破碎后的细小颗粒碎片不再受原本晶界网络的束缚^[38], 而是伴随基体剧烈的塑性流动, 被均匀搅拌并分散至整个固相结合区, 最终形成如图 6(b) 所示的弥散强化组织。这些弥散分布的细小颗粒能够有效钉扎晶界, 强烈阻碍再结晶晶粒的长大与晶界迁移, 形成细小破碎稀土相和细晶的双重强化结构, 这是超声焊接接头力学性能优异的关键结构基础。

为验证固相结合区析出相是否发生相变或有新相生成, 采用微区 XRD、EDS 面扫描和 TEM 透射电镜对固相结合区内析出相进行物相分析。固相结合区的微区 XRD 结果(图 7)表明, 固相结合区内的析出相依然是 $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 、 $\text{Al}_{11}\text{Ce}_3$ 和 $\text{Al}_{10}\text{Ce}_2\text{Mn}_7$, 与母材一致, 并未发现新的冶金相变或非平衡凝固相。结合图 8 所示的析出相 EDS 面扫描结果, 可以进一步

确定母材内原有的 $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 、 $\text{Al}_{11}\text{Ce}_3$ 、 $\text{Al}_{10}\text{Ce}_2\text{Mn}_7$ 相在固相结合区内被破碎细化, 并随金属塑性流动弥散分布, 破碎后第二相的形貌特征和分布特点如图 8 所示。

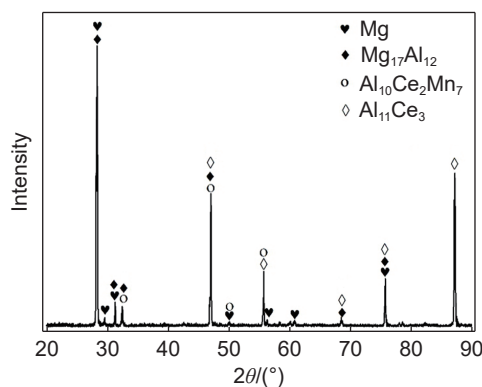


图 7 固相结合区的微区 X 射线衍射图谱
Fig. 7 Micro-XRD pattern of the solid-state bonding zone

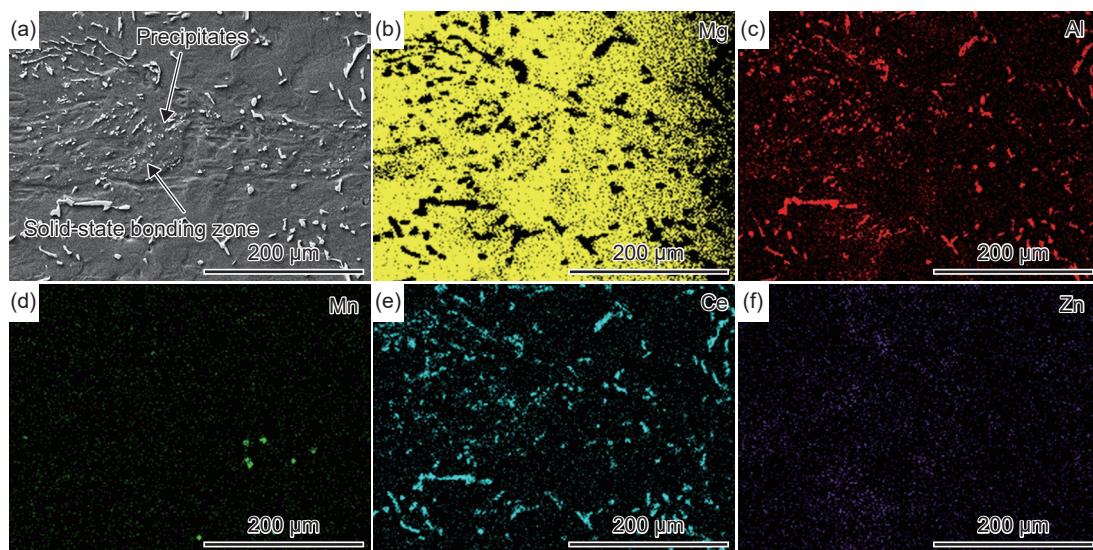


图 8 固相结合区内析出相的 EDS 面扫描结果 (a) 面扫位置; (b)~(e) Mg、Al、Mn、Ce 和 Zn 元素的分布情况
Fig. 8 EDS mapping results of precipitates in the solid-state bonding zone (a) mapping location; (b)-(e) distribution of Mg, Al, Mn, Ce, and Zn elements

对固相结合区内破碎的细小颗粒进行透射电镜分析, 薄区取样的具体位置如图 9 所示, 透射电镜表征结果如图 10 所示。显然, FIB 取样位置同时覆盖 3 个区域(图 10(b)), 分别对上述 3 个区域进行选区电子衍射(selected area electron diffraction, SAED)后, 得到 3 组衍射花样。分析发现, 3 个区域对应的物相分别为 $\text{Al}_{10}\text{Ce}_2\text{Mn}_7$ (图 10(d))、 $\text{Al}_{11}\text{Ce}_3$ (图 10(e))和镁基体(图 10(f)), 上述 TEM 结果与 XRD 和 EDS 物相分析结果一致。由于 TEM 制样成本较高, 固相结合区内其余常规析出相通过 SEM 和 EDS 相结合的方式表征。

固相结合区的物相分析结果从侧面说明, 超声焊接过程中虽存在局部温升, 但整体热输入不足以诱发明显的相变或大范围的热致溶解, 区域内的温度仍低于所包含析出相的稳定温度界限, 因此固相结合区及临近区域仍然保留了母材的物相结构, 仅在尺寸与分布形态上发生了演化, 析出相的热力学稳定性未被破坏。这种保持析出相物相组成稳定、仅改变其微观形貌与分布的组织演变模式, 是超声焊接区别于熔焊的重要特征, 能够有效避免熔焊带来的溶质原子回溶软化问题^[8]。

需要重点说明的是, 由于薄板连接界面处于封

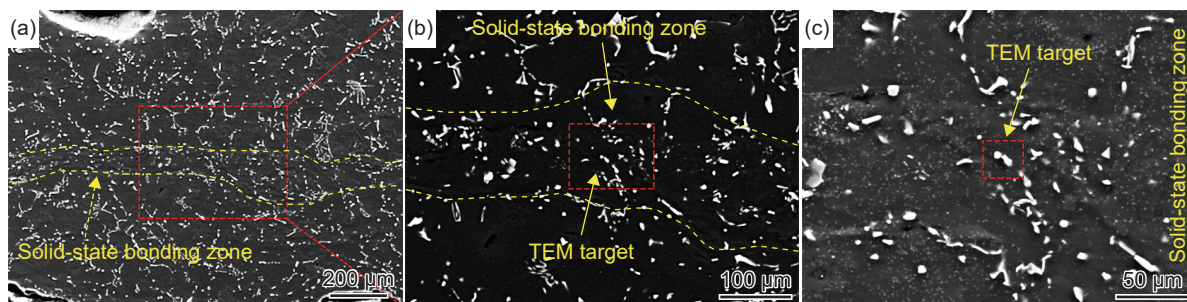


图9 透射电镜分析取样位置 (a)固相连接区截面;(b)固相连接区放大图;(c)目标位置

Fig. 9 TEM sampling details (a) cross-section of the solid-state bonding zone; (b) magnified view of the solid-state bonding zone; (c) target position

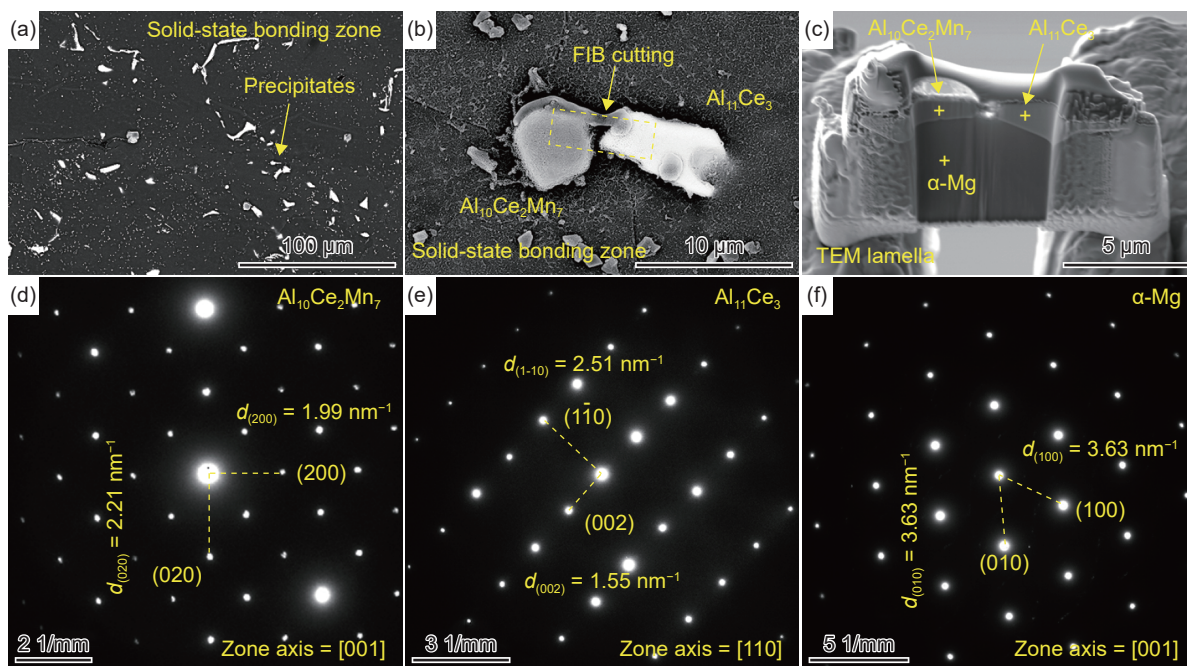


图10 透射电镜分析结果 (a)FIB切样位置;(b)FIB切样位置放大图;(c)FIB制备的透射薄区;(d) $\text{Al}_{10}\text{Ce}_2\text{Mn}_7$ 选区衍射结果;(e) $\text{Al}_{11}\text{Ce}_3$ 选区衍射结果;(f) $\alpha\text{-Mg}$ 选区衍射结果

Fig. 10 TEM results (a) FIB cutting position; (b) magnified view of the FIB cutting position; (c) TEM lamella; (d) SAED result of $\text{Al}_{10}\text{Ce}_2\text{Mn}_7$; (e) SAED result of $\text{Al}_{11}\text{Ce}_3$; (f) SAED result of $\alpha\text{-Mg}$

闭状态且焊接过程中伴随 20 kHz 高频振动, 焊缝中心界面温度难以通过常规热电偶或红外测温实现原位测定, 因此, 本工作并未直接给出实测温度。但结合固相结合区未见熔化或再凝固组织特征且物相组成与母材一致, 未发现新的冶金相变, 以及低熔点相以破碎为主而非完全回溶等特点, 可以推断本研究固相结合区的温升应在 250~350 °C, 此温度范围高于镁基体的再结晶温度, 但低于镁和 $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 等低熔点相的熔点 ($\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 熔点约 430 °C^[32])。上述推断与 Baradarani 等^[32]的研究结果吻合, 在该温升水平内, 镁基体的流动应力大幅降低, 固相结合区动态回复/局部再结晶特征出现, 同时又不足以使作用区内强化相发生大尺度热致回溶与再析出主导的组织重构^[8, 27]。并且, 弥散

分布的颗粒相不仅减少了应力集中点, 还将通过 Orowan 强化机制和界面阻力机制显著提升固相结合区的力学性能^[21]。

此外, 需要重点指出的是, 晶粒细化现象不仅发生在上、下两片母材的接触界面, 在超声焊头直接作用的母材压痕区域, 也发生了同样明显的晶粒细化现象, 这些区域的金相组织如图 11 所示。由图可知, 压痕附近出现大量尺寸 5~20 μm 的细小晶粒, 远远低于母材的平均晶粒尺寸 250 μm, 表明焊头作用区经历了更强烈的局部高应变率变形。进一步观察压痕区域的析出相发现, 原本连续、粗大的析出相被破碎成细小的颗粒, 其变化趋势与固相结合区一致。上述观察结果证明高频超声振动对镁合金晶粒和析出相碎化具有普遍作用, 并且沿

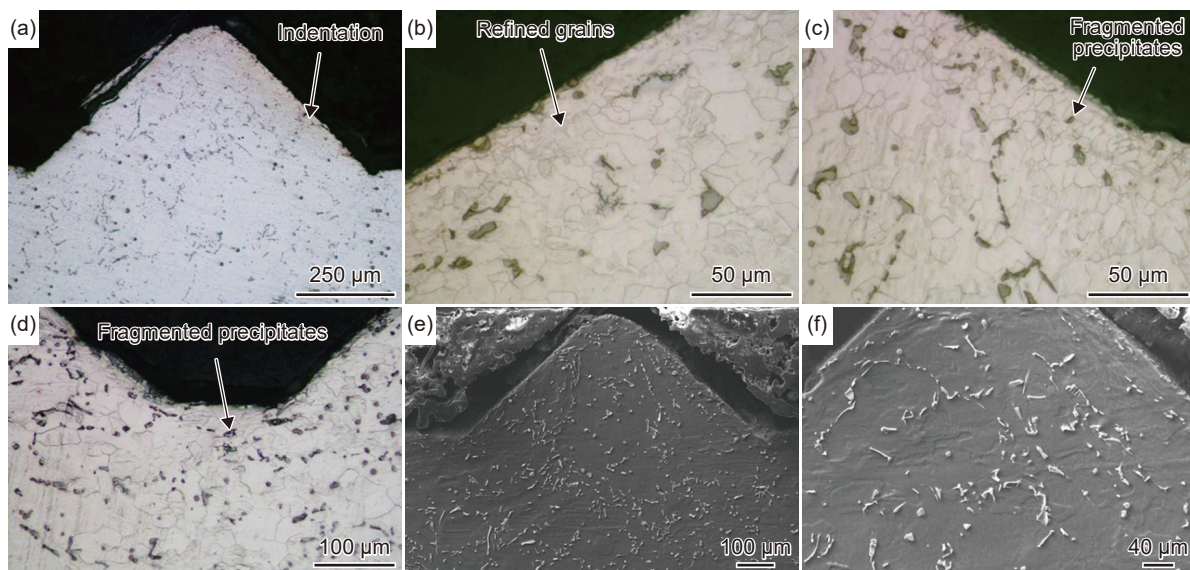


图 11 超声振动作用下破碎的晶粒和析出相 (a)焊头压痕; (b)破碎的晶粒; (c)破碎的析出相; (d)压痕底端破碎的析出相; (e)压痕 SEM 图; (f)破碎析出相放大图

Fig. 11 Fractured grains and precipitates under ultrasonic vibration (a) welding horn indentation; (b) fractured grains; (c) fractured precipitates; (d) fractured precipitates at the bottom of the indentation; (e) SEM image of the indentation; (f) magnified view of the fractured precipitates

深度方向呈明显的空间衰减特征^[30]。

从机理角度分析,一方面超声焊接过程中高频振动通过超声焊头传递至待焊金属表面,周期性交变应力与界面微滑移摩擦加速界面氧化膜的破碎、分散与挤出(氧化层的断裂是实现纯净母材接触的前提^[31]);另一方面,周期性应力波促使接触界面局部形成高缺陷密度,加速金属原子短程扩散并实现原子键结合,最终获得稳定的冶金结合界面^[39]。需要特别说明的是,超声焊接期间产生的高频振动在焊接过程中形成了显著的声-热-力耦合效应,促使局部温升与应变速率激增,诱发界面临近区域发生动态回复并可能伴随局部再结晶特征,显著破碎振动区域的晶粒,同时叠加析出相破碎与弥散化分布所产生的颗粒钉扎效应,实现固相结合区的晶粒细化与弥散强化,两者双重作用提升焊接接头的组织均匀性与力学性能^[26, 28-29]。

2.3 焊接接头的力学性能分析

为揭示超声振动和稀土元素 Ce 对焊接接头力学性能的影响,对焊接接头进行显微硬度测试与拉剪性能分析,硬度测试示意图及结果见图 12 和图 13,拉剪力学术性能测试过程和结果见图 14。由测试数据计算出固相结合区硬度平均值达 64.16HV,明显高于镁合金母材的硬度平均值 54.26HV,印证超声能场在接触界面附近诱发的晶粒细化与析出相破碎对焊接接头的局部起到强化效应。需要注意的是,靠近固相结合区中心的显微硬度数值更高,但远离焊核中心向外的硬度分布甚至出现轻微的软化。这种硬度空间分布特点可能是由于固相结合区中心位置承受更强的高频循环剪切与法向压力耦合输入,塑性变形最剧烈,细晶强化与弥散颗粒强化占主导,故硬度显著提高^[8, 40];而在焊核边缘(固相结合区两侧),声能与应力快速衰减,塑性变

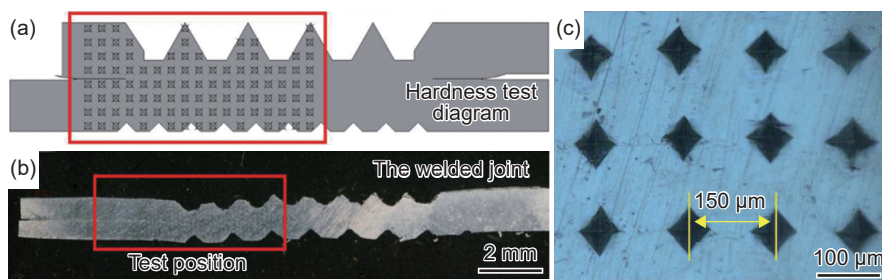


图 12 焊缝显微硬度测试示意图 (a)压痕测试示意图; (b)压痕位置; (c)压痕间隔

Fig. 12 Schematic of microhardness testing of the weld (a) schematic of indentation testing; (b) indentation location; (c) indentations

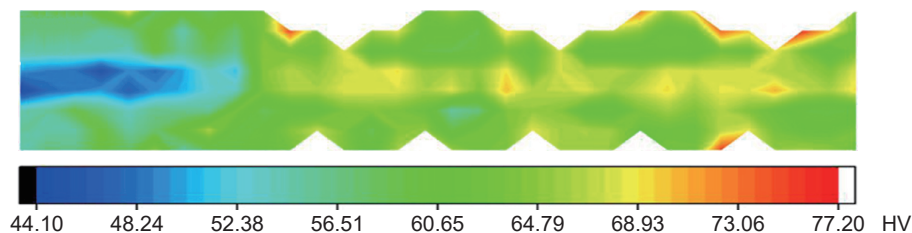


图 13 超声焊接接头硬度分布云图

Fig. 13 Hardness distribution map of the ultrasonic welding joint

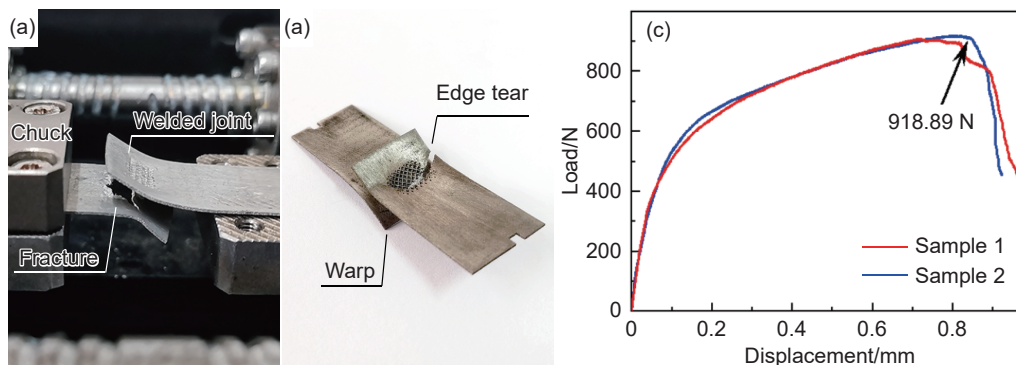


图 14 焊接接头的拉剪测试 (a)拉剪测试过程; (b)拉剪测试后的样品; (c)载荷-位移曲线

Fig. 14 Tensile-shear test of the welded joint (a) tensile-shear test process; (b) sample after tensile shear test; (c) load-displacement curve

形程度显著降低,加工硬化效应减弱,且焊接过程中的余热仍引发了变形组织一定程度的回复,导致位错密度下降^[40],从而使该区域软化,硬度出现轻微下降。

在深度方向上,焊头齿尖压入母材后,局部塑性变形带来典型的加工硬化。高频振动诱发的高应变率变形使位错密度快速上升并促使亚结构细化,界面附近发生动态回复并呈现再结晶特征,从而促使晶粒明显的细化。根据 Hall-Petch 关系^[41],晶粒细化将提高位错滑移阻力并提高硬度水平。超声作用区内的析出相在高频剪切作用下发生机械破碎并弥散分布,细小弥散的颗粒通过位错钉扎与 Orowan 绕过机制提高位错运动临界应力,从而进一步提升固相结合区的硬度。界面处硬度偏高亦与 Ce 促进弥散相析出和晶界偏聚强化有关。对于含 Ce 镁合金而言,Al-Ce、Al-Mn-Ce 析出相具有较高硬度与热稳定性,其在低热输入超声焊条件下并不会出现相变,而是通过机械破碎的路径参与镁基体强化;同时,Ce 的晶界偏聚与界面净化效应有助于抑制连续脆性相的形成与扩展,使强化结构更稳定。上述协同作用机制共同导致固相结合区硬度显著高于母材。

图 14(c)为拉剪载荷-位移曲线,由图可知,两片 0.7 mm 厚的镁合金板材在超声焊接后,焊接接

头的峰值拉剪力达 918.89 N。考虑到拉剪样品实际厚度约 0.81 mm,宽度 5.82 mm,据此计算接头的等效拉剪强度为 194.9 MPa。而镁合金母材抗拉强度 210.9 MPa^[7, 22],从而可以计算出超声辅助的镁合金焊接接头强度可达到母材抗拉强度的 92.4%,表明焊接质量良好。高的拉剪强度来源于声能引起的微观组织细化、Ce 元素弥散强化以及界面冶金结合的多重协同效应。

拉剪断口形貌如图 15 所示。断口同时存在典型的撕裂脊、断裂台阶以及韧窝形貌,显示出脆性与韧性并存的复合断裂特征。图 15(a)中可见沿晶断裂的撕裂脊,说明固相结合区局部仍存在脆性断裂行为,这主要与晶界处析出的网状 $Mg_{17}Al_{12}$ 相有关;在拉剪过程中,该相与基体界面处的应力集中

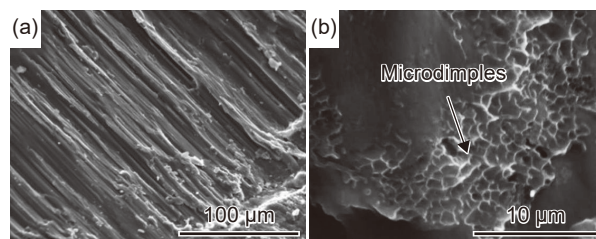


图 15 断口形貌 (a)断裂台阶; (b)微韧窝

Fig. 15 Fracture surface morphologies (a) fracture steps; (b) micro-ductile dimples

易诱发微裂纹萌生, 并沿晶界扩展形成撕裂台阶。与此同时, 图 15(b) 中大量微韧窝表明, 固相结合区仍具有明显的塑性变形能力。韧窝内均含有第二相或微小夹杂物, 这些颗粒在变形过程中成为空洞成核源, 经历微孔形成-长大-聚合的过程, 最终形成韧窝聚集区, 表现出典型的韧性断裂特点。

Ce 元素对断裂行为的改善主要体现在两方面: 一方面, Ce 与 Al 会形成弥散分布的 $\text{Al}_{11}\text{Ce}_3$ 、 $\text{Al}_{10}\text{Ce}_2\text{Mn}_7$ 等颗粒在晶界和相界处起到位错钉扎和裂纹偏转的作用, 可延缓裂纹扩展并分散应力集中, 从而提高固相结合区的断裂韧性^[22]; 另一方面, Ce 的界面净化效应减少了氧化夹杂及脆性 $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 相的连续分布, 使断裂路径更加弯曲和分散, 从而增加了裂纹扩展阻力, 在断裂过程中提升了韧性断裂的贡献比例^[15]。因此, 含 Ce 稀土镁合金焊接接头的断口表现出脆-韧复合的断裂特征, 反映出 Ce 在调控界面组织、改善晶界结合与提升抗裂性能方面的积极作用。

综上所述, 超声焊辅助稀土镁合金焊接的主要强化机制包括: 高频振动诱发的声致塑性变形与高应变率剪切变形使界面实现快速致密结合, 并在超声作用区通过加工硬化、晶粒细化、析出相碎化的协同机制强化组织; 同时, Ce 所形成稀土相的弥散强化与界面净化效应进一步改善组织稳定性与裂纹扩展行为, 二者协同作用提升了焊接接头的强度和韧性。

3 结论

(1) 通过超声焊接技术可实现 0.7 mm 厚含稀土 Ce 镁合金的固态连接, 接头界面连续、致密, 截面未见孔洞、裂纹等宏观缺陷。接头等效拉剪强度达 194.9 MPa, 达到母材抗拉强度的 92.4%, 表明超声焊接能够实现稀土镁合金的低强度损伤连接。

(2) 高频超声振动诱发的声致塑性与热效应驱动了固相结合区剧烈的动态再结晶, 使区域内晶粒尺寸从母材的 250 μm 细化至约 10~30 μm 。与此同时, 周期性交变剪切应力作用将粗大的析出相破碎为弥散分布的微米或亚微米级颗粒, 上述颗粒在基体塑性流动携带下弥散分布, 从而降低了大尺寸第二相引起的应力集中与局部脆性倾向, 改善了焊缝组织的均匀性。

(3) 稀土元素 Ce 通过形成 $\text{Al}_{10}\text{Ce}_2\text{Mn}_7$ 和 $\text{Al}_{11}\text{Ce}_3$ 热稳定相在晶界处产生钉扎效应, 有效抑制了再结晶晶粒的长大及晶界滑移; 同时, Ce 的界面净化效

应改善了连接界面原子结合状态, 提升了焊缝冶金结合质量。

(4) 固相结合区的平均硬度达 64.16HV, 明显高于镁合金母材的硬度平均值 54.26HV。

参考文献:

- [1] Schubert E, Klassen M, Zerner I, et al. Light-weight structures produced by laser beam joining for future applications in automobile and aerospace industry[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2001, 115(1): 2-8.
- [2] Pfestorf M. Manufacturing of high strength steel and aluminum for a mixed material body in white[M]//Sheet Metal 2005. Stafa: Trans Tech Publications Ltd., 2005: 109-126.
- [3] Song J F, She J, Chen D L, et al. Latest research advances on magnesium and magnesium alloys worldwide[J]. *Journal of Magnesium and Alloys*, 2020, 8(1): 1-41.
- [4] 曾小勤, 陈义文, 王静雅, 等. 高性能稀土镁合金研究新进展[J]. *中国有色金属学报*, 2021, 31(11): 2963-2975. Zeng X Q, Chen Y W, Wang J Y, et al. Research progress of high-performance rare earth magnesium alloys[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2021, 31(11): 2963-2975.
- [5] Lyu J B, Kim J, Liao H X, et al. Effect of substitution of Zn with Ni on microstructure evolution and mechanical properties of LPSO dominant Mg-Y-Zn alloys[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2020, 773: 138735.
- [6] Wu G H, Wang C L, Sun M, et al. Recent developments and applications on high-performance cast magnesium rare-earth alloys[J]. *Journal of Magnesium and Alloys*, 2021, 9(1): 1-20.
- [7] 陈燕飞, 朱政强, 汪光鑫. 基于第一性原理研究稀土 Ce 对镁合金的强化机制[J]. *稀有金属材料与工程*, 2022, 51(10): 3762-3776. Chen Y F, Zhu Z Q, Wang G X. Strengthening mechanism of rare earth Ce on magnesium alloy based on first-principle calculations[J]. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2022, 51(10): 3762-3776.
- [8] Luo Q, Guo Y L, Liu B, et al. Thermodynamics and kinetics of phase transformation in rare earth-magnesium alloys: a critical review[J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2020, 44: 171-190.
- [9] 王帅, 刘泽宇, 叶建林, 等. 镁合金激光焊接气孔形成机制及调控措施研究进展[J]. *稀有金属材料与工程*, 2025, 54(6): 1630-1640. Wang S, Liu Z Y, Ye J L, et al. Advance in formation mechanisms of porosity defects and regulatory measures in laser beam welding of magnesium alloys[J]. *Rare*

- Metal Materials and Engineering*, 2025, 54(6): 1630-1640.
- [10] Wang L Y, Huang J, Li Z G, et al. Microstructure and strengthening mechanism of fiber laser-welded high-strength Mg-Gd-Y-Zr alloy[J]. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2016, 25(10): 4506-4513.
- [11] Santhanakrishnan S, Kumar N, Dendge N, et al. Macro- and microstructural studies of laser-processed WE43 (Mg-Y-Nd) magnesium alloy[J]. *Metallurgical and Materials Transactions B*, 2013, 44(5): 1190-1200.
- [12] Jiryaei Sharahi H, Pouranvari M, Movahedi M. Pre-weld friction stir processing enabling strong and ductile fusion welds on AZ91 magnesium alloy[J]. *Science and Technology of Welding and Joining*, 2023, 28(2): 162-171.
- [13] Yang Q Y, Zhang L, Chen Y F, et al. Influence of post-weld tempering pulse on microstructure and mechanical properties of NDM2 rare earth magnesium alloy joint welded by resistance spot welding[J]. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2023, 32: 3094-3105.
- [14] 吴国华, 张国庆, 童鑫, 等. 镁稀土合金焊接工艺及组织性能研究现状与展望[J]. *有色金属科学与工程*, 2021, 12(1): 116-125.
- Wu G H, Zhang G Q, Tong X, et al. Research status and prospect of welding process and mechanical properties of Mg-RE alloy[J]. *Nonferrous Metals Science and Engineering*, 2021, 12(1): 116-125.
- [15] Ji H, Liu W C, Wu G H, et al. Influence of Er addition on microstructure and mechanical properties of as-cast Mg-10Li-5Zn alloy[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2019, 739: 395-403.
- [16] Scintilla L D, Tricarico L, Brandizzi M, et al. Nd: YAG laser weldability and mechanical properties of AZ31 magnesium alloy butt joints[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2010, 210(15): 2206-2214.
- [17] 王克亮. 激光电弧复合焊接数值模拟[D]. 长春: 长春理工大学, 2009.
- Wang K L. Numerical simulation of laser-arc hybrid welding[D]. Changchun: Changchun University of Science and Technology, 2009.
- [18] Shen J, Wen L B, Li Y, et al. Effects of welding speed on the microstructures and mechanical properties of laser welded AZ61 magnesium alloy joints[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2013, 578: 303-309.
- [19] 焦锐, 陈积翠, 唐亚红. 动力集中动车组全铝合金司机室制造工艺[J]. *金属加工(热加工)*, 2022(12): 53-56.
- Jiao R, Chen J C, Tang Y H. Manufacturing process of all aluminum alloy cab for power centralized EMU[J]. *MW Metal Forming*, 2022(12): 53-56.
- [20] 刘志平, 王金金, 王立夫, 等. CRH3 铝合金高速动车组焊接技术[J]. *金属加工(热加工)*, 2010(16): 10-12.
- Liu Z P, Wang J J, Wang L F, et al. Welding technology of CRH3 aluminum alloy high-speed EMU[J]. *MW Metal Forming*, 2010(16): 10-12.
- [21] 刘陈飘, 刘凯, 王芳丽, 等. 基于相场法的铝锂合金搅拌摩擦焊接头脆性断裂数值模拟[J]. *焊接学报*, 2025, 46(10): 33-43.
- Liu C P, Liu K, Wang F L, et al. Numerical simulation of brittle fracture of Al-Li alloy joint by friction stir welding based on phase field method[J]. *Transactions of the China Welding Institution*, 2025, 46(10): 33-43.
- [22] Chen Y F, Zhu Z Q, Siddiq M A, et al. Minimal strength loss and corresponding mechanisms in the ultrasonic joining of magnesium alloys[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2025, 934: 148346.
- [23] Liu W M, Yan Y F, Ni R Y, et al. Influence of preheating temperature on the friction stir welded ME20M magnesium alloy[J]. *Science and Technology of Welding and Joining*, 2021, 26(2): 136-143.
- [24] Liu Q P, Li W, Zhu L, et al. Temperature-dependent friction coefficient and its effect on modeling friction stir welding for aluminum alloys[J]. *Journal of Manufacturing Processes*, 2022, 84: 1054-1063.
- [25] 王鹏, 吴璇, 张喆, 等. 搅拌摩擦焊在镁合金焊接中的应用与进展[J]. *兵器材料科学与工程*, 2025, 48(1): 155-164.
- Wang P, Wu X, Zhang Z, et al. Application and progress of friction stir welding in magnesium alloy welding[J]. *Ordinance Material Science and Engineering*, 2025, 48(1): 155-164.
- [26] 马琳, 温琦, 李鸣申, 等. AZ31B 镁合金超声强化 TLP 接头组织演变及缺陷分析[J]. *焊接学报*, 2020, 41(6): 30-36.
- Ma L, Wen Q, Li M S, et al. Microstructure evolution and defect analysis of ultrasonic-assisted transient liquid phase bonding of AZ31B Mg alloy[J]. *Transactions of the China Welding Institution*, 2020, 41(6): 30-36.
- [27] Abbas Z, Zhao L, Deng J X, et al. Advances in ultrasonic welding of lightweight alloys: a review[J]. *High Temperature Materials and Processes*, 2023, 42: 20220298.
- [28] 邱田伟, 王重阳, 安钰坤, 等. 梯度能量对多层镁合金超声焊接接头组织及力学性能的影响[J]. *兵器材料科学与工程*, 2024, 47(3): 28-35.
- Qiu T W, Wang C Y, An Y K, et al. Effect of gradient energy on microstructure and mechanical properties of ultrasonic welded multi-layer Mg alloy joints[J]. *Ordinance Material Science and Engineering*, 2024, 47(3): 28-35.
- [29] Zhao D W, Jiang C, Zhao K M. Ultrasonic welding of AZ31B magnesium alloy and pure copper: microstructure, mechanical properties and finite element

- analysis[J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2023, 23: 1273-1284.
- [30] Cui M F, Zheng Z T, Du P, et al. A double molten pool laser welding process for joining magnesium alloys and aluminum alloys: the process, microstructure and mechanical properties of joints[J]. *Materials Today Communications*, 2023, 35: 106116.
- [31] Peng H, Chen D L, Guo S F, et al. Dissimilar ultrasonic spot welding of rare-earth containing ZEK100 magnesium-to-aluminum alloy with a zinc interlayer: microstructural evolution and mechanical properties[J]. *Journal of Manufacturing Processes*, 2023, 92: 422-434.
- [32] Baradarani F, Emami S, Mostafapour A, et al. Influence of ultrasonic vibration on the microstructure and texture evolution of AZ91 magnesium alloy during ultrasonic-assisted friction stir welding[J]. *Welding in the World*, 2021, 65(12): 2371-2382.
- [33] Sabat R K, Brahme A P, Mishra R K, et al. Ductility enhancement in Mg-0.2%Ce alloys[J]. *Acta Materialia*, 2018, 161: 246-257.
- [34] MacKenzie L W F, Pegguleryuz M O. The recrystallization and texture of magnesium-zinc-cerium alloys[J]. *Scripta Materialia*, 2008, 59(6): 665-668.
- [35] Ramirez A, Qian M, Davis B, et al. Potency of high-intensity ultrasonic treatment for grain refinement of magnesium alloys[J]. *Scripta Materialia*, 2008, 59(1): 19-22.
- [36] Hort N, Huang Y, Kainer K U. Intermetallics in magnesium alloys[J]. *Advanced Engineering Materials*, 2006, 8(4): 235-240.
- [37] Panteli A, Robson J D, Brough I, et al. The effect of high strain rate deformation on intermetallic reaction during ultrasonic welding aluminium to magnesium[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2012, 556: 31-42.
- [38] Robson J, Panteli A, Prangnell P B. Modelling intermetallic phase formation in dissimilar metal ultrasonic welding of aluminium and magnesium alloys[J]. *Science and Technology of Welding and Joining*, 2012, 17(6): 447-453.
- [39] Song D B, Wang T, Zhao Y B, et al. Microstructural characteristics and mechanical properties of ultrasonic-assisted electron beam welding joints of rare-earth magnesium alloy[J]. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2025, 34(7): 6138-6147.
- [40] Zhao J J, Wu C S, Su H. Ultrasonic effect on thickness variations of intermetallic compound layers in friction stir welding of aluminium/magnesium alloys[J]. *Journal of Manufacturing Processes*, 2021, 62: 388-402.
- [41] Naik S N, Walley S M. The Hall-Petch and inverse Hall-Petch relations and the hardness of nanocrystalline metals[J]. *Journal of Materials Science*, 2020, 55(7): 2661-2681.

收稿日期: 2025-12-16; 录用日期: 2026-04-27

基金项目: 中国博士后科学基金(2025M770017); 江西省自然科学基金(20252BAC200638); 湖南省教育厅科学研究项目优秀青年项目(24B0986)

通讯作者: 陈燕飞(1990—), 男, 博士, 副教授, 研究方向为有色金属的焊接, 联系地址: 江西省南昌市红谷滩区学府大道 999 号(330031), E-mail: chenyf@sdas.org

(本文责编: 王俊丽)