



低合金化镁合金熔化焊接组织调控的研究进展

宰乐¹, 童鑫¹, 王云², 张昊¹, 薛小怀¹

(1. 上海交通大学 材料科学与工程学院, 上海 200240;

2. 布鲁内尔大学 先进凝固技术中心, 伦敦 Uxbridge, Middlesex UB8 3PH)

摘要: 低合金化镁合金因其可加工性好、耐蚀性优异和成本低等优势, 成为变形镁合金发展的重要趋势之一。焊接连接已成为推广应用这类材料的关键。然而, 低合金化镁合金在焊接过程中存在焊缝晶粒粗大、有效强化相较少等组织软化问题, 导致焊接强度不匹配等。本文基于镁合金焊接冶金学的相关理论, 重点总结了调控低合金化镁合金焊缝组织的方法, 并系统论述了焊缝组织演变过程和机理。最后, 针对这类合金在焊接方面的应用需求, 对该领域的发展趋势进行了展望。

关键词: 低合金化镁合金; 熔化焊接; 焊缝组织; 晶粒细化; 工艺调控

文章编号: 1004-0609(2024)-10-3193-16

中图分类号: TG457.19

引文格式: 宰乐, 童鑫, 王云, 等. 低合金化镁合金熔化焊接组织调控的研究进展[J]. 中国有色金属学报, 2024, 34(10): 3193-3208. DOI: 10.11817/j.ysxb.1004.0609.2024-44959

ZAI Le, TONG Xin, WANG Yun, et al. Research progress on microstructure control in fusion welding of low-alloyed Mg alloys[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2024, 34(10): 3193-3208. DOI: 10.11817/j.ysxb.1004.0609.2024-44959

当前, 全球已经形成了碳达峰和碳中和的共识和使命, 采用高性能的轻质合金材料替代传统材料是实现“双碳”目标的关键之一。此外, 航空航天、新能源汽车等领域的迅速发展也对轻量化新材料和成形技术提出了更高的要求。镁合金作为实际应用中较轻的金属结构材料, 具有高比强度和比刚度、良好的阻尼性能以及优异的电磁屏蔽性能等特点, 因而受到了世界各发达国家的广泛关注^[1-3]。

与铝合金、钛合金等其他轻金属相比, 镁合金的绝对强度相对较低。目前, 高强度镁合金的开发主要集中在以Gd、Y等重稀土元素为主且含量较高的镁合金上。然而, 高含量稀土元素的引入会增加镁合金的密度, 降低其成形工艺性能, 并且会导致材料成本和加工成本的上升。近年来, 低合金化

(质量分数一般 $\leq 4\%$)镁合金已成为高性能镁合金发展的另一个重要方向。这种方法采用轻稀土(如Sm、Nd等)以及非稀土元素(如Al、Ca、Mn等)作为主要合金元素, 并通过界面调控来实现性能的提升^[4-7]。界面调控主要分为两个方面: 一是通过细化晶粒和第二相来增加更多的界面^[8-10]; 二是通过调控界面形态, 将传统的大角度晶界和非共格相界转变为小角度晶界、共格析出界面和孪晶界面^[8, 11-12]。例如, 最近开发的挤压Mg-1.0Ca-1.0Al-0.2Zn-0.1Mn合金, 其溶质总含量仅为2.3%(质量分数), 但其抗拉强度超过440 MPa, 伸长率达到11%, 成功实现了低合金化镁合金的强韧化协同调控^[13]。

先进制造, 无焊不兴。熔化焊接一直是连接镁

基金项目: 国家自然科学基金资助项目(51871155)

收稿日期: 2024-04-29; 修订日期: 2024-07-30

通信作者: 薛小怀, 副教授, 博士; 电话: 021-54744246; E-mail: xhxue@sjtu.edu.cn

合金的主要方法,尤其对于大型复杂构件来说,它能有效降低成形难度。此外,镁合金铸造部件容易出现氧化夹杂、气孔、缩松、热裂纹等缺陷^[14-16],而熔化焊接可以快速修复镁合金中的缺陷,有效降低构件的废品率。然而,低合金化镁合金在熔化焊接中存在几个技术瓶颈。首先,低合金化镁合金溶质元素含量较低,在焊接熔池凝固时缺少有效的异质形核核心和足够的成分过冷度,容易导致焊缝中形成粗大的柱状晶;其次,低合金化镁合金焊缝中第二相含量较少,无法达到理想的强化效果;此外,焊接凝固速度快,使得焊缝组织的调控变得困难。因此,如何实现高强度低合金化镁合金熔化焊接接头焊缝组织和性能的调控成为该领域的关键问题之一。本文从焊接冶金学的角度出发,重点总结了促进低合金化镁合金焊缝从柱状晶向等轴晶转变(CET)的调控方法和相关机理,系统地论述了低合金化镁合金焊缝组织的演变过程。最后,展望了进一步提高和改善该类合金焊接接头组织和性能的方法。

1 低合金化镁合金的焊缝组织形态

在焊接熔池凝固过程中,熔池的凝固模式与凝固条件如温度梯度(G)、凝固速率(R)有密切的关系,如图1(a)所示^[17]。其中 G 符合Rosenthal's方程^[18],如公式(1)所示:

$$G = \left(\frac{\partial T}{\partial x} \right)_i = -2\pi k \frac{(T - T_0)^2}{Q} \quad (1)$$

式中: Q 是焊接功率; k 是母材的导热率; T 是熔池温度; T_0 是母材的初始温度。熔池通常呈拉长的椭圆形,与母材毗邻处散热较快,温度梯度大,中心处的温度高,散热比较慢。因此,中心处的 G 比毗邻母材处的 G 小。 R 与焊接速度(v)存在如下关系^[19]:

$$R = v \cdot \cos \alpha \quad (2)$$

式中: α 为焊接方向和熔池边界的法向之间的夹角,如图1(b)所示,焊缝中心线和熔化边界上的 α 分别为 0° 和 90° ,即焊接熔池已凝固前沿中心线处

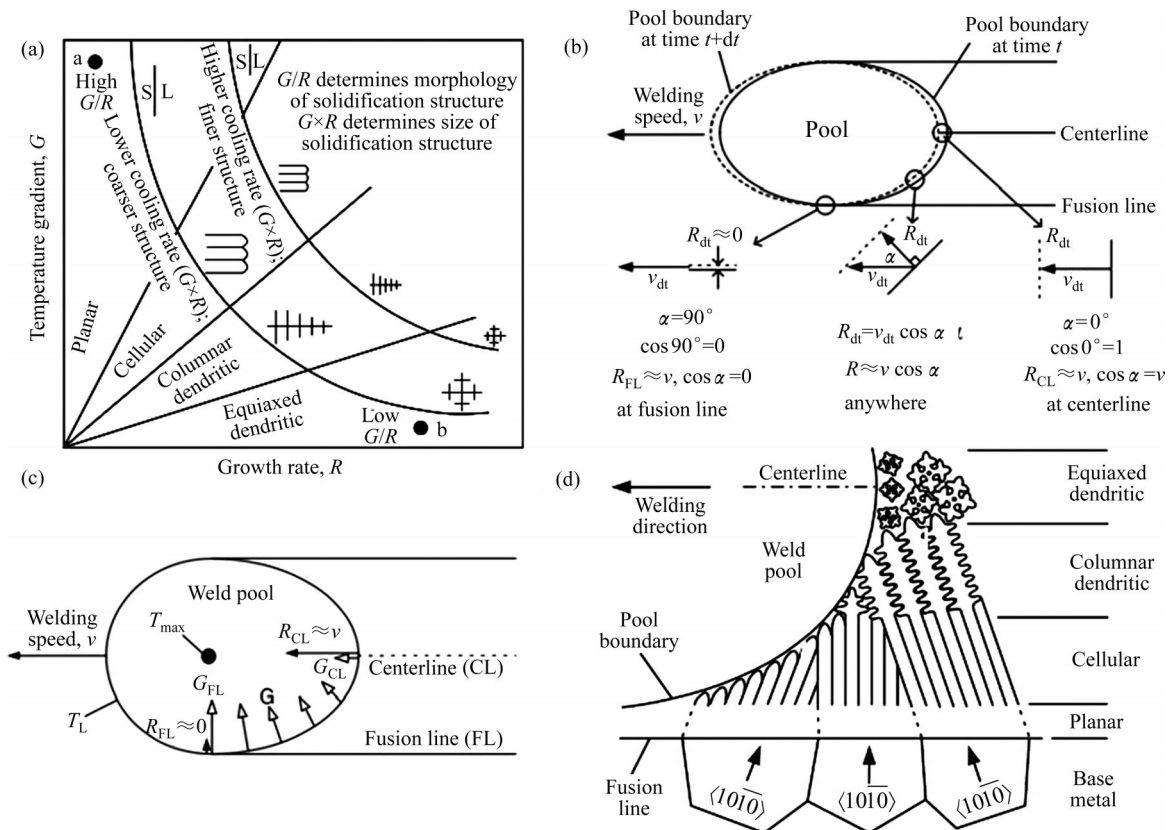


图1 焊接熔池 G 和 R 的分布及对焊缝组织形貌的影响^[17-18]

Fig. 1 Effects of G and R in welding pool on morphologies of welding joint^[17-18]: (a) Effects of G and R on morphology of solidification grain^[17]; (b) Growth rate along pool boundary; (c) Gradient G and growth rate R along pool boundary; (d) Solidification mode across fusion zone^[18]

的 R 最大, 边缘处的 R 最小, 如图 1(c) 所示。由此可知, 焊接熔池从熔化边界到焊缝中心处的 G/R 值逐渐减小, 依次表现为平面生长、胞状生长、柱状树枝晶生长及等轴树枝晶生长, 如图 1(d) 所示。

对于低合金化镁合金, 在凝固过程中, 由于熔池边界处具有较高的 G/R 值且缺少足够的成分过冷度, 其往往会附着在未熔化的母材晶粒上生长, 形成联生结晶、外延长大的柱状晶形貌。图 2^[20-24] 展示了不同焊接工艺条件下低合金化镁合金焊缝金属典型的柱状晶形貌。由于柱状晶方向性强, 尺寸大, 凝固裂纹敏感性高, 同时在性能上存在各向异性, 而细小的等轴晶具有各向同性、较好的塑性和抗裂敏感性, 因此, 促进熔池 CET 对于改

善焊缝的抗裂性和强化焊缝金属至关重要。

2 基于焊接冶金凝固组织调控

基于 Hunt 模型, GÄUMANN 等^[25] 建立了 CET 的临界条件, 并得到以下关系式:

$$G = \frac{1}{n+1} \sqrt[3]{\frac{-4\pi N_0}{3\ln(1-\varphi)}} \Delta T \left(1 - \frac{\Delta T_n^{n+1}}{\Delta T^{n+1}} \right) \quad (3)$$

式中: N_0 表示形核位点的数密度; n 是和材料相关的常数; ΔT_n 表示临界形核过冷度; φ 是等轴晶粒的体积分数, 根据 Hunt 准则, 当 $\varphi < 0.66\%$ 时, 晶粒为柱状晶, $\varphi > 49\%$ 时, 晶粒为完全等轴晶; ΔT 是枝晶尖端过冷度, 它是成分过冷度、曲率过冷度

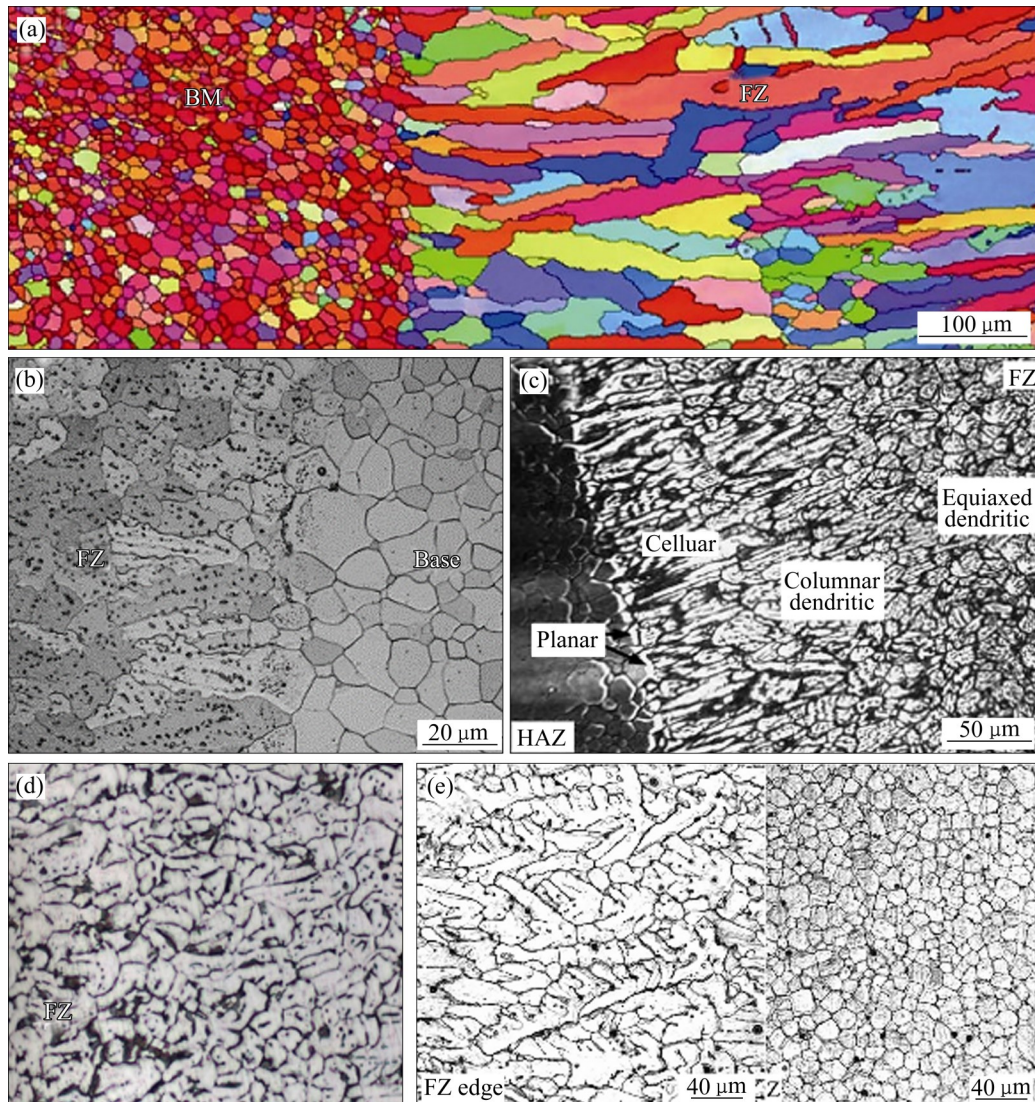


图2 低合金化镁合金焊缝柱状晶形貌^[20-24]

Fig. 2 Columnar grains morphology in FZ of low-alloyed Mg alloy^[20-24]: (a) AZ31 TIG welding^[20]; (b) AZ31 laser welding^[21]; (c) ZK21 laser welding^[22]; (d) NZ30K laser welding^[23]; (e) Mg-Al-Ca-Mn TIG welding^[24]

和动力学过冷度三者的总和。对于正常条件下合金的凝固，曲率过冷度和动力学过冷度远小于成分过冷度。为了简化计算，枝晶尖端过冷度可以给出为：

$$\Delta T = \Delta T_c = (\alpha \cdot R)^{1/n} \quad (4)$$

式中： α 是和材料相关的常数。因此，在熔池凝固条件一定的前提下，成分过冷度(ΔT_c)和形核位点的数密度(N_0)对CET起决定性的作用。

2.1 焊缝微合金化

熔池凝固时，溶质组元在固-液界面前重新分布和堆积，形成成分过冷^[26]，成分过冷的重新分布速率由生长限制因子决定。在二元合金系统中，生长限制因子被定义为：

$$q = mc_0(k-1) \quad (5)$$

式中： m 是液相线的斜率； c_0 是合金的初始成分； k 是溶质元素的平衡分配系数。 q 值大的溶质元素会迅速形成成分过冷，显著促进CET^[27]。常见细化镁合金凝固组织的合金元素及其 q 值大小如表1所示^[28-29]。

表1 合金元素在镁合金中的生长限制因子(q) (溶质浓度 $c_i=1.0\%$)^[28-29]

Table 1 Growth restriction factors(q) of alloying elements in magnesium alloys (Solute concentration $c_i=1.0\%$)^[28-29]

Element	$q/^\circ\text{C}$	Ref.	Element	$q/^\circ\text{C}$	Ref.
Fe	52.56	[28]	Ce	2.74	[28]
Zr	38.29	[28]	Sc	2.61	[28]
Ca	11.94	[28]	Yb	2.53	[28]
Si	9.25	[28]	Y	1.7	[28]
Ni	6.13	[28]	Sn	1.47	[28]
Zn	5.31	[28]	Pb	1.03	[28]
Cu	5.28	[28]	Sb	0.53	[28]
Ge	4.41	[28]	Mn	0.15	[28]
Al	4.32	[28]	Ti	59500	[29]
Sr	3.51	[28]			

在合金含量相对较高的镁合金(比如AM60、AZ91等)激光焊接过程中，由于凝固结晶时成分过冷度大，因而柱状晶的形成和长大被有效地抑制，其宽度仅为几个晶粒的大小^[30-31]。在含Zr的镁稀土合金如ZE41(0.8% Zr)、VW63K(0.5% Zr)以及

WE43(0.5% Zr)的TIG焊接过程中，焊缝中并未形成柱状晶，而是由均匀细小的等轴晶组成^[31-33]。这表明微合金元素Zr在CET中发挥了重要的作用。NIKNEJAD等^[34]的研究结果表明，随着Al含量的增加，成分过冷度增加，AZ系镁合金焊缝中柱状枝晶区的平均宽度及晶粒尺寸均有所降低。在焊接过程中，熔池由熔化的母材和焊丝共同形成，因此常通过焊丝向熔池中引入微合金元素，而进入焊接熔池的微合金元素所起的作用可以分为如下三类：1) 晶粒细化：由于溶质Zr的成分过冷(高 q 值)和颗粒Zr的异质形核作用(Zr和 α -Mg基体晶格错配度低)，在不含Al、Mn和Si等元素的镁合金中，添加Zr是最有效的晶粒细化方法^[35-36]。HOU等^[33]在对VW63(Mg-6Gd-3Y)镁合金进行TIG补焊时发现，使用VW63K(Mg-6Gd-3Y-0.5Zr)焊丝能够明显细化焊缝晶粒(从32 μm 细化至16 μm)。Mg-Ti二元体系中Ti的 $m(k-1)$ 值高，但是Ti在Mg中的固溶度几乎为零，其实际 q 值非常低，因此，Ti在镁合金中的晶粒细化效果可能非常有限^[34]。2) 原位反应引入高热稳定相：对于Mg-Al系合金，碱土元素(如Ca、Sr等)、稀土元素RE(如Gd、Y、Nd、Sm、Ce等)可以与Al发生原位反应，形成 Al_2RE 等高熔点相，同时减少了粗大的 $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 相的生成。根据QIU等^[37]的计算，除了 Al_2La 和 Al_2Sc 外，其他几种 Al_2RE 颗粒与 α -Mg的原子错配度均小于2%，能够与 α -Mg完全润湿，具备成为 α -Mg晶粒异质形核位点的潜力，如图3^[37]所示。3) 偏聚、吸附改变界面特性：通过向熔池中引入微合金元素，并使其偏聚或吸附于相界面处，可以改变界面结构或降低界面能，从而提升颗粒异质形核的效力。例如，在纯铝熔体中加入少量的铜进行微合金化，研究表明^[38]，Cu元素的引入会使铝熔体中 $\alpha(\text{Al})/\text{Al}_2\text{O}_3$ 界面处偏聚形成1~2 nm的富Cu吸附层，该富Cu层与 $\alpha(\text{Al})$ 具有更好的晶格匹配度，从而改善了 $\alpha(\text{Al})$ 不能直接在高熔点质点 Al_2O_3 表面形核的问题而显著细化了铝合金的晶粒。布鲁内尔大学先进凝固技术中心的研究者们^[39-41]利用强力熔体剪切技术分别实现了Zr、Ca以及Y等元素在 α -Mg/MgO界面处的偏聚，达到了显著的晶粒细化效果。在强力剪切过程中，原子的扩散速率提高， α -Mg/MgO颗粒表面能够大量吸附Zr、Ca以及Y原子，并由此形成纳米厚度

的原子层, 如图 4 所示。由于元素的偏析降低了 MgO 与 α -Mg 之间的晶格错配度, MgO 颗粒的形核效力提高。上述研究成果为低合金化镁合金焊缝金属的凝固组织细化提供了有价值的思路。

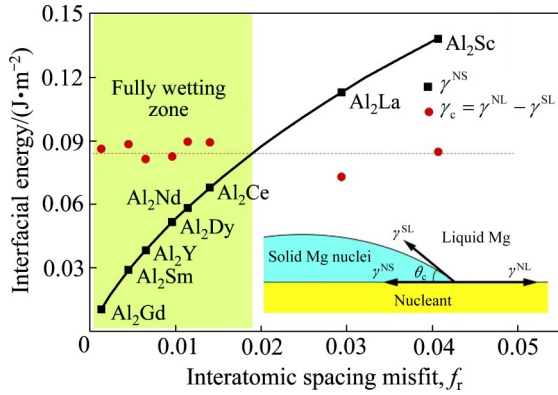


图3 Al₂RE/ α -Mg 之间的错配度与其相界面能的关系^[37]
 Fig. 3 Relation between atom spacing mismatches and interface energy of Al₂RE particles and α -Mg^[37]

在进行焊缝金属的微合金化时, 不仅需要考虑每种元素的作用, 还需要综合考虑微合金元素之间的相互作用, 以最大限度地发挥微合金元素促进异质形核的能力。此外, 当焊丝中的微合金元素含量过高时, 接头的性能反而会降低。例如, 在镁合金焊丝中, 富含 Al 的成分会扩大固液温度区间, 增加氢气孔的敏感性, 因此, 在 Al 含量高的焊缝处会出现大量气孔^[42]。在 Mg-Al 系合金中, Ca 的适宜添加量(质量分数)为 0.4% 左右, 过高的添加量会增加合金的脆性^[43]。综上所述, 选择合适的合金元素及其配比是提高镁合金焊接接头性能的关键措施之一。

2.2 引入异质形核颗粒

针对低合金化镁合金焊缝晶粒粗大和焊接强度不匹配等问题, 向熔池中引入异质形核颗粒(增大

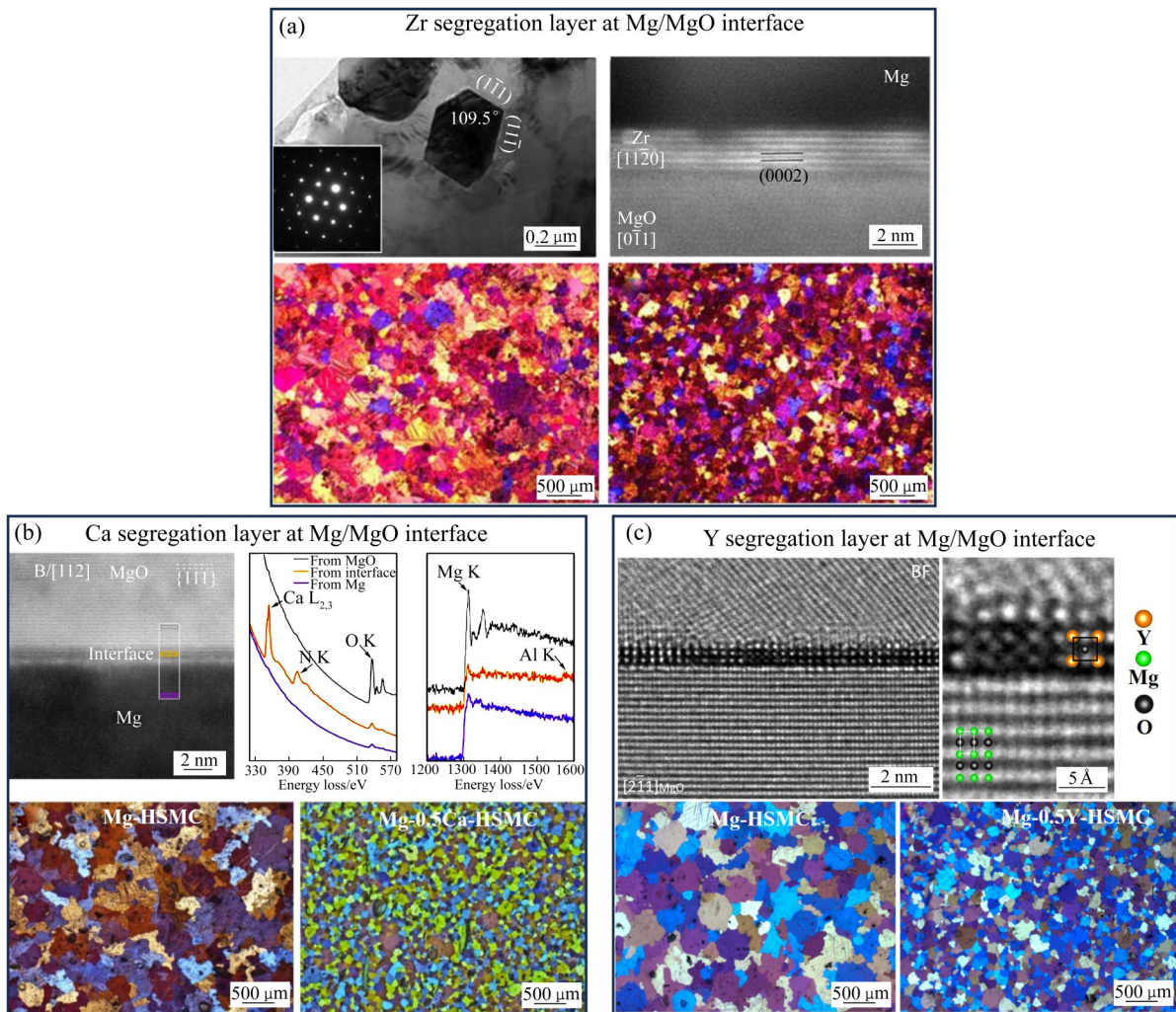


图4 MgO/Mg 界面处 Zr、Ca 以及 Y 吸附层^[39-41]
 Fig. 4 Segregation layers at MgO/Mg interface^[39-41]: (a) Zr; (b) Ca; (c) Y

形核位点的数密度 N_0) 以促进 CET, 从而获得细小的等轴晶粒, 是另一种切实可行的方法。理论上, 处于镁合金液相线温度以上甚至固相线温度以上的颗粒可能成为形核核心。这些颗粒要么是在凝固前已经存在的, 包括有意加入的和冶金反应生成的 (原位引入), 要么是凝固过程中析出的质点, 都可能具有形核的潜力。在 Mg-Al 合金中引入颗粒 Zr 不但不能细化晶粒, 反而会导致晶粒粗化。这是因为 Al 元素会与颗粒 Zr 发生反应, 在 Zr 表面生成 Al_3Zr , 而 Al_3Zr 会隔离 Zr 与镁熔体的接触, 削弱 Zr 的异质形核作用。此外, 镁合金中含 Fe、Mn 等元素时, Al_4C_3 形核颗粒会受到这些元素的毒化作用^[44-45]。因此, 在引入熔池的异质形核颗粒时, 必须确保其具备优异的热稳定性 (不会发生分解) 和化学稳定性 (不会与熔池中的合金元素发生反应而导致中毒), 以避免形核能力的丧失。

有效的异质形核颗粒还应与基体之间具有良好的晶体学匹配关系, 表 2 总结了镁合金中异质形核颗粒与镁基体的晶格错配度^[36, 46-52]。此外, 异质形

核颗粒的尺寸、形貌以及分散状态也会对晶粒细化产生显著的影响。根据自由生长模型^[53], 形核所需的过冷度 (ΔT_n) 与形核颗粒的直径 (d_p) 成反比:

$$d_p = \frac{4\sigma_{SL}}{\Delta S_v \Delta T_n} \quad (6)$$

式中: σ_{SL} 是 α -Mg 晶核与 Mg 液之间的固-液界面能; ΔS_v 是 α -Mg 单位体积熔化熵 (即熔化潜热 L_v 与熔点 T_m 之比)。由于 σ_{SL} 、 L_v 、 T_m 均为定值 ($\sigma_{SL} = 0.115 \text{ J/m}^2$, $L_v = 5.898 \times 10^8 \text{ J/m}^3$, $T_m = 649 \text{ }^\circ\text{C}$)^[54], 将这些热力学参数带入式(6)可得:

$$\Delta T_n = \frac{0.719}{d_p} \quad (7)$$

这表明在形核过程中, 大尺寸颗粒具有更高的形核优先级。相比于微米尺寸颗粒, 纳米尺寸颗粒需要更大的临界形核过冷度才能发生形核。由于熔体内过冷度的限制, 镁合金的形核颗粒必须具备一定的尺寸范围才能有效促进形核。例如, 对于 AZ31 镁合金, 碳质形核剂 Al_4C_3 的有效尺寸范围为 $5.0 \sim 7.08 \text{ }\mu\text{m}$ ^[55]。对于 Mg-Zr 合金, 起到异质形核作

表 2 部分形核质点的晶体结构、晶格参数及与镁的晶格错配度^[36, 46-52]

Table 2 Crystal structure, lattice parameters, and lattice mismatch between α -Mg and nucleated particles^[36, 46-52]

Heterogeneous nucleation particle	Crystal structure	Lattice constant/nm	Misfit/%
α -Mg	HCP	$a=0.3203, c=0.52002$	-
Zr	HCP	$a=0.323, c=0.514$	0.9
Al_2Y	Laves (Cu_2Mg)	$a=0.7858$	0.65
Al_2Gd	Laves (Cu_2Mg)	$a=0.7899$	0.13
Al_2Sm	Laves (Cu_2Mg)	$a=0.7945$	0.45
Al_2Nd	Laves (Cu_2Mg)	$a=0.8000$	1.14
Al_2Ce	Laves (Cu_2Mg)	$a=0.7800$	1.40
Al_4C_3	HCP	$a=0.3331, c=0.4990$	4.05
Al_2CO	HCP	$a=0.327, c=0.5078$	0.9
Al_2MgC_2	HCP	$a=0.3380, c=0.5822$	5.32
AlN	HCP	$a=0.31, c=0.497$	3.4
AlB_2	HCP	$a=0.3003, c=0.3251$	6.2
VN	FCC	$a=0.4137$	6.85
ZrB_2	HCP	$a=0.3169, c=0.3530$	5.11
NbB_2	HCP	$a=0.3102, c=0.3285$	2.9
TiB_2	HCP	$a=0.3032, c=0.3231$	5.6
TiC	Cubic(NaCl)	$a=0.303$	4.8
SiC	Cubic(ZnS)	$a=0.435$	4

用的Zr颗粒尺寸范围为1~5 μm ^[54]。而对于Mg-10Y合金,能够有效细化晶粒的Al₂Y颗粒尺寸范围为6~6.5 μm ^[56]。因此,纳米尺寸的颗粒不太可能作为形核位点来细化晶粒。然而,许多研究表明^[57-59],加入纳米颗粒同样会导致明显的晶粒细化效果。例如,GUO等^[57]利用4D同步加速辐射X射线原位定量层析分析技术研究了纳米SiC颗粒对Mg-25Zn-7Al合金晶粒形核和枝晶生长的影响。结果显示,纳米SiC颗粒的加入显著降低了晶粒尺寸。基于LGK模型的计算表明,这是由于纳米颗粒附着在初生枝晶周围,抑制了溶质元素Zn的传输,减少了潜热释放,降低了枝晶生长速度,如图5^[57]所示。类似地,LI等^[58]利用搅拌铸造工艺将纳米TiC_{0.3}N_{0.7}颗粒引入AZ91镁合金后发现,分布在晶界附近的纳米颗粒覆盖在 α -Mg表面,极大地限制了晶粒的生长,导致明显的晶粒细化,晶粒尺寸从107 μm 显著降低到36 μm 。因此,纳米颗粒诱导的生长控制为改善镁合金焊缝的显微组织和性能提供了新的思路。

异质颗粒的引入方式包括原位内生法和外加法(通过焊丝或在活性剂中引入)。原位内生法引入形核颗粒时,由于形核颗粒直接在熔池中形核长大,可以避免其与基体之间的界面污染,因此形核颗粒分布均匀且与基体结合良好。然而,由于熔池的熔凝速度快,反应过程很难精确控制,因而无法有效地调节形核颗粒的尺寸和体积分数。对于外加形核

颗粒而言,实现晶粒细化的关键在于保证其在熔池中均匀分布。颗粒表面能高、比表面积大的特点使其很容易在熔体中团聚,尤其是纳米颗粒,团聚问题更为严重,这些团聚体容易成为裂纹形核和应力集中的位置。由于熔池的冷却速率快,颗粒在焊丝中的弥散分布程度对其后续在熔池中的分布影响显著。目前,制备颗粒复合焊丝的工艺主要包括累积叠轧焊合法^[60]、机械合金化法+多次退火轧制^[61]和搅拌铸造法+热挤压^[62]等。ZAI等^[63]通过搅拌铸造联合热挤压制备了含弥散分布的MgO颗粒焊丝。通过焊丝将MgO颗粒引入焊接熔池,导致焊缝从晶粒尺寸为145.8 μm 的粗大柱状晶转变为晶粒尺寸为41 μm 的细小等轴晶,之后继续施加脉冲,晶粒尺寸进一步细化至25.6 μm ,如图6^[63]所示。

除了通过焊丝的方式引入形核颗粒外,还可以在焊前在待焊区域表面涂覆形核颗粒,将其引入熔池。然而,涂覆状态下,颗粒在进入熔池前就已经团聚,而且在无活性剂时,负的表面张力会引起熔池金属流体的运动(Marangoni对流),即流体从熔池中心向边缘流动(见图7(a)^[64]),从而导致颗粒仅在熔池表面运动,难以深入中心,不利于熔池中颗粒的均匀分布。为了避免涂覆颗粒的团聚问题,LIU等^[65]和SHEN等^[66]利用活性剂钨极氩弧焊(Activating flux TIG welding, A-TIG),通过添加TiO₂、Cr₂O₃等活性剂将SiC、TiC等颗粒引入熔池。Cr₂O₃和TiO₂活性剂的引入导致熔池表面张力梯度

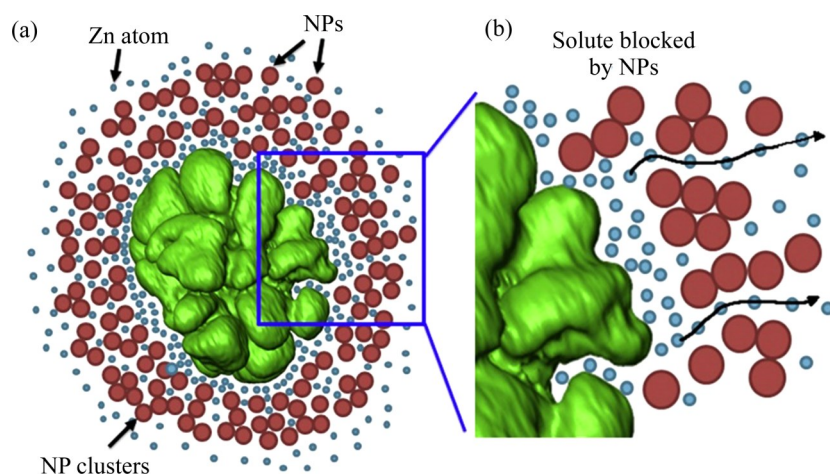


图5 纳米颗粒抑制枝晶生长的机理示意图^[57]

Fig. 5 Schematic showing mechanism of influence of nanoparticles/nanoparticle clusters on dendritic growth(a) and enlarged region illustrating how Zn atom diffusion path lengths are increased by high concentration of NPs at solid-liquid interface(b)^[57]

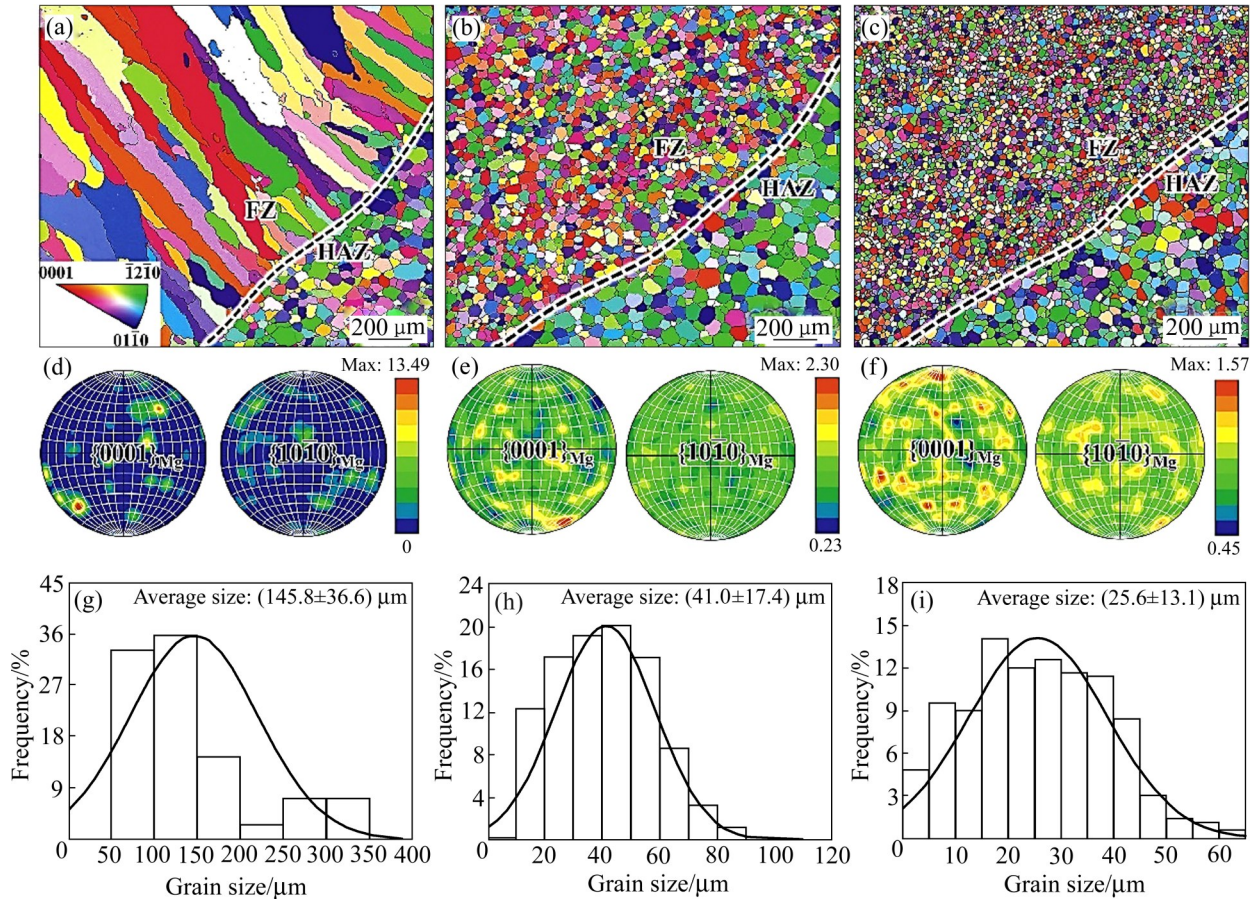


图6 MgO颗粒改性前后焊接接头的EBSD分析^[63]

Fig. 6 EBSD analysis of welded joints before and after modification with MgO particles^[63]: (a)–(c) IPF along fusion boundary of AZ31, AZ31-MgO and AZ31-MgO combined with pulse current welded joints, respectively; (d)–(f) Corresponding pole figures of FZ in Fig. (a)–(c), respectively; (g)–(i) Statistical analysis of grain size distribution in FZ calculated from Fig. (a)–(c), respectively

由负向正转变(见图7(b)), Marangoni对流由熔池边缘向中心流动, 促进了颗粒在熔池中的均匀分布。

3 物理诱导辅助调控

3.1 外加能量场辅助焊接

在镁合金焊接中, 常施以的外加能量场包括超声振荡^[67–68]、电磁搅拌^[69]、电弧脉冲^[70]以及电弧摆动^[71]等。过去的研究大多是通过母材将超声能量间接施加到焊接熔池中, 当板件被紧密固定时, 该方法效率低下, 而且需要复杂的超声设备。因此, 直接将超声能量引入镁合金熔池具有重要意义。YUAN等^[72]首次将直径比焊丝小的超声探针直接浸入镁合金焊接熔池中, 在电弧后方进行超声振动搅

拌, 有效细化了AZ31镁合金焊缝晶粒。超声振荡细化镁合金焊缝晶粒的机制可以归结为以下几点: 超声引起的空化效应能够破碎正在生长的枝晶, 增加 α -Mg晶核数量; 空化效应在熔池中形成的局部压力也会导致熔体金属的理论结晶温度升高^[73], 增加熔体的热过冷度; 超声引起的声流和空化效应还能够促进外加颗粒进入镁熔体、改善颗粒与镁熔体之间的润湿性, 并促进其均匀弥散分布^[74–75]。除了超声振荡, 低频电弧摆动也能显著细化AZ31焊缝晶粒, 如图8所示^[71]。根据熔池凝固形核机制的理论^[76], 横向电弧振荡引起的再加热通过侧臂重熔导致枝晶破碎, 而且增加了成分过冷度, 这些因素有助于枝晶碎片的存活和细小的等轴晶形成。此外, 随着高频振荡技术的快速发展, 其在细化焊缝晶粒方面也有很大的潜力。在AZ31镁合金激光焊接中

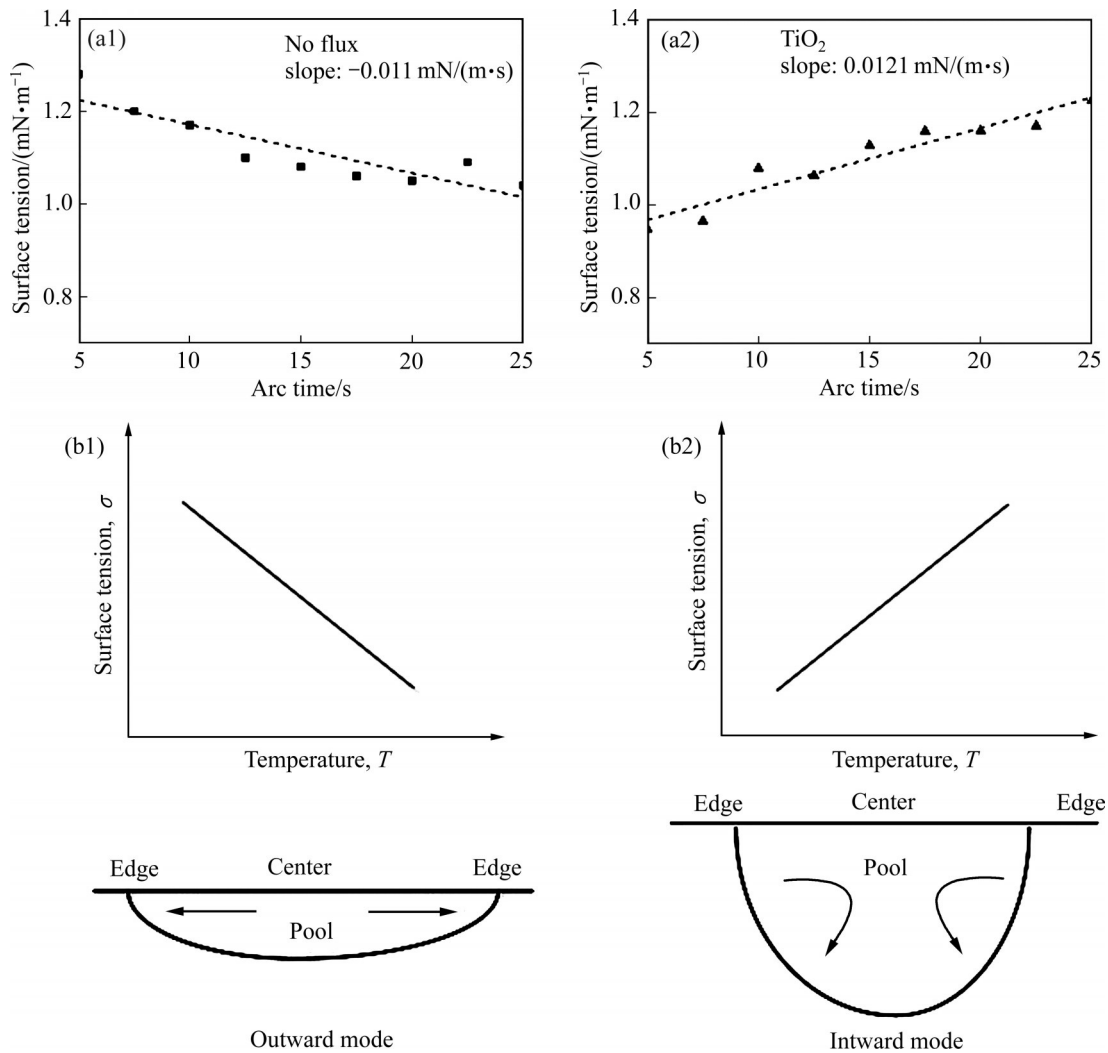


图 7 无活化剂和活化剂时平均表面张力的变化以及表面张力温度系数对熔池流动的影响示意图^[64]

Fig. 7 Schematic diagram of change in average surface tension with and without an activator and the influence of surface tension temperature coefficient on welding pool flow^[64]: (a1), (b1) Without activating flux; (a2), (b2) With activating flux

施加束流振荡^[77-78], 可以使熔池内的温度梯度趋于均匀, 更容易实现成分过冷。

综上所述, 施加外加能量场能够显著细化低合金化镁合金焊缝晶粒。与改变焊丝成分、引入异形核颗粒等方法相比, 外加能量场能够在不改变合金成分的情况下实现更绿色环保的细化效果。然而, 外加能量场在厚板等大体积熔池中的作用范围有限, 其在实际工程应用中的适应性较差。因此, 利用预处理的焊丝结合外加能量场的新型复合焊接被认为是未来低合金化镁合金焊缝晶粒细化的重点研究方向。

3.2 焊缝区塑性变形

焊缝区塑性变形是指通过随焊锤击碾压、焊后

轧制等塑性变形工艺对焊缝及周边区域施加作用, 引入位错和孪晶等晶体缺陷, 从而有效提高接头的力学性能^[79-81]。对于低合金化镁合金接头而言, 焊缝通常具有粗大的铸态组织, 而母材则具有细小的热变形组织, 因此在拉伸过程中, 接头的断裂往往发生在焊缝处。为了改善低合金化镁合金焊缝的力学性能, 有必要减小焊缝与母材之间的显微组织差异。利用随焊锤击碾压, 在焊枪头部的后方紧跟一个同步随焊锤击碾压轮, 使凝固过程中形成的疏松、微气孔等缺陷被压实、焊合。随焊碾压或锤击细化晶粒的机理是通过锤击使固相区金属发生延展, 并在焊接高温热循环下发生动态再结晶, 锤头的高频振动还能对前方的熔池产生振荡搅拌作用, 从而细化焊缝的晶粒^[81]。研究表明^[80, 82], 对焊缝进

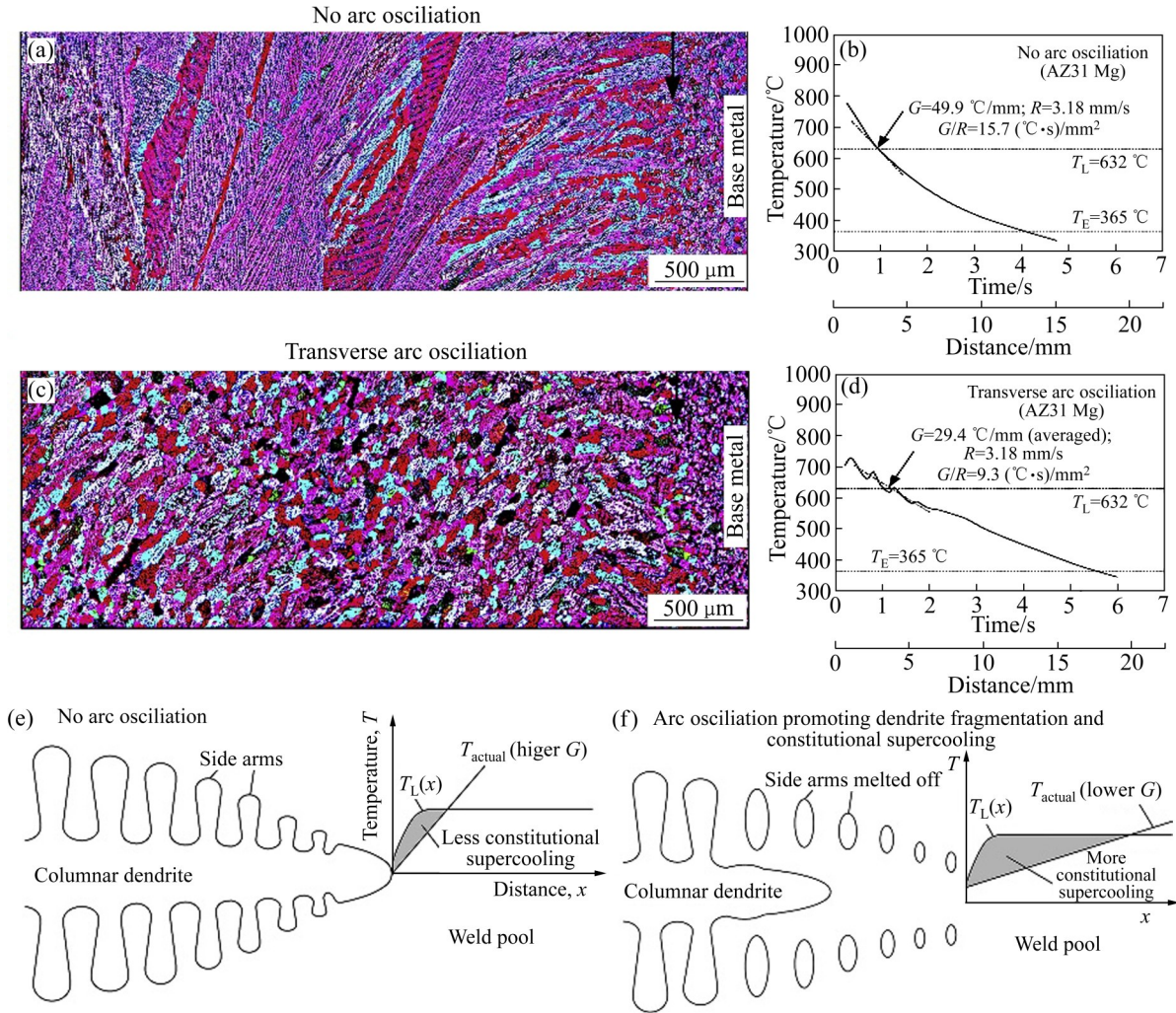


图8 电弧振荡对AZ31镁合金焊缝显微组织的影响以及晶粒细化机制^[71]

Fig. 8 Effect of arc oscillation on microstructure of fusion zone in AZ31 Mg alloy and grain refinement mechanism^[71]: (a), (c) Microstructure of AZ31 Mg weld; (b), (d) Cooling curve; (e), (f) Grain refinement mechanism

行轧制可以有效提高AZ31镁合金接头的力学性能，并将断裂位置转移到焊缝与母材之间。焊后冷轧引起的变形能主要以位错堆积、孪晶形核及其他亚结构的形式存储在组织中，产生形变强化效应。热轧后，焊缝中出现大量细小的再结晶晶粒，并转变为基面织构，使焊接板材整体的织构分布更加一致。在后续的拉伸应力作用下，有助于有效缓解焊缝区应力和应变的集中，从而显著提高伸长率。还可以利用快速冷却(液氮作为冷却介质)和搅拌摩擦加工对AZ31镁合金TIG焊接的焊缝进行焊后处理^[83]。经过搅拌摩擦加工处理后，焊缝的晶粒细化至 $3.1\ \mu\text{m}$ ，消除了热影响区的软化区，使拉伸断裂位置转移到母材处，抗拉强度和伸长率分别提高了147 MPa和4.2%。上述工作为提高镁合金

TIG焊接接头的力学性能提供了一种有效的焊后处理策略。

4 焊后热处理调控

通过优化热处理工艺，可以促进平行于基面的单层原子GP区的形成。例如，低合金化Mg-0.6Al-0.28Ca-0.25Mn镁合金挤压态直接时效(T5)和固溶时效(T6)后均能形成平行于基面的Al-Ca原子GP区，其中T6态下形成的GP区尺寸更小且数量密度更大，T5态和T6态合金的屈服强度分别提高了70 MPa和100 MPa^[84]。GP区的形成和时效温度、时间等因素密切相关。在低合金化Mg-Zn-Ca合金的T6态中发现大量由Mg、Zn以及Ca原子组成的

GP区, 提高时效温度或延长时效时间都会致使GP区过时效为 $\text{Ca}_2\text{Mg}_6\text{Zn}_3$ 相或 Mg_2Ca 相, 合金的硬度相应降低^[85-86]。可见, GP区的存在对强化低合金化镁合金至关重要。此外, 通过空位、溶质原子等晶体缺陷钉扎位错, 阻碍位错的运动也能提高合金的强度。低合金化镁合金 $\text{Mg-1.3Al-0.8Zn-0.7Mn-0.5Ca}$ 、 $\text{Mg-1.0Zn-0.45Ca-0.35Sn-0.2Mn}$ 在预变形后时效, 可以观察到Al、Zn和Ca原子在基面 $\langle a \rangle$ 位错处偏聚钉扎位错, 从而使合金的强度提高^[87-88]。因此, 对焊缝进行热处理前的预变形以及时效过程中促进GP区的形成同样是强化低合金化镁合金焊缝的关键。

对于焊接熔池而言, 其在凝固时具有较快的冷却速率, 焊缝中有均匀分布的第二相, 尺寸远比热影响区小。因此, 进行焊后热处理时, 只需较短的固溶时间即可完成第二相的溶解。然而, 由于焊接热循环的影响, 热影响区尺寸较宽且晶粒粗大。在热处理过程中, 热影响区中的第二相若完全溶解, 就会导致焊缝晶粒严重粗化。传统的焊后热处理难以满足整个接头区域的均匀固溶状态需求。TONG等^[89]对 $\text{Mg-4Y-2Nd-1Gd-0.5Zr}$ 铸态高稀土含量的镁稀土合金进行了焊前(520 °C, 8 h)、焊后(520 °C, 2 h)的联合固溶处理, 成功制备了无残余共晶和无焊缝区晶粒异常粗化的TIG焊修复接头(见图9^[89])。

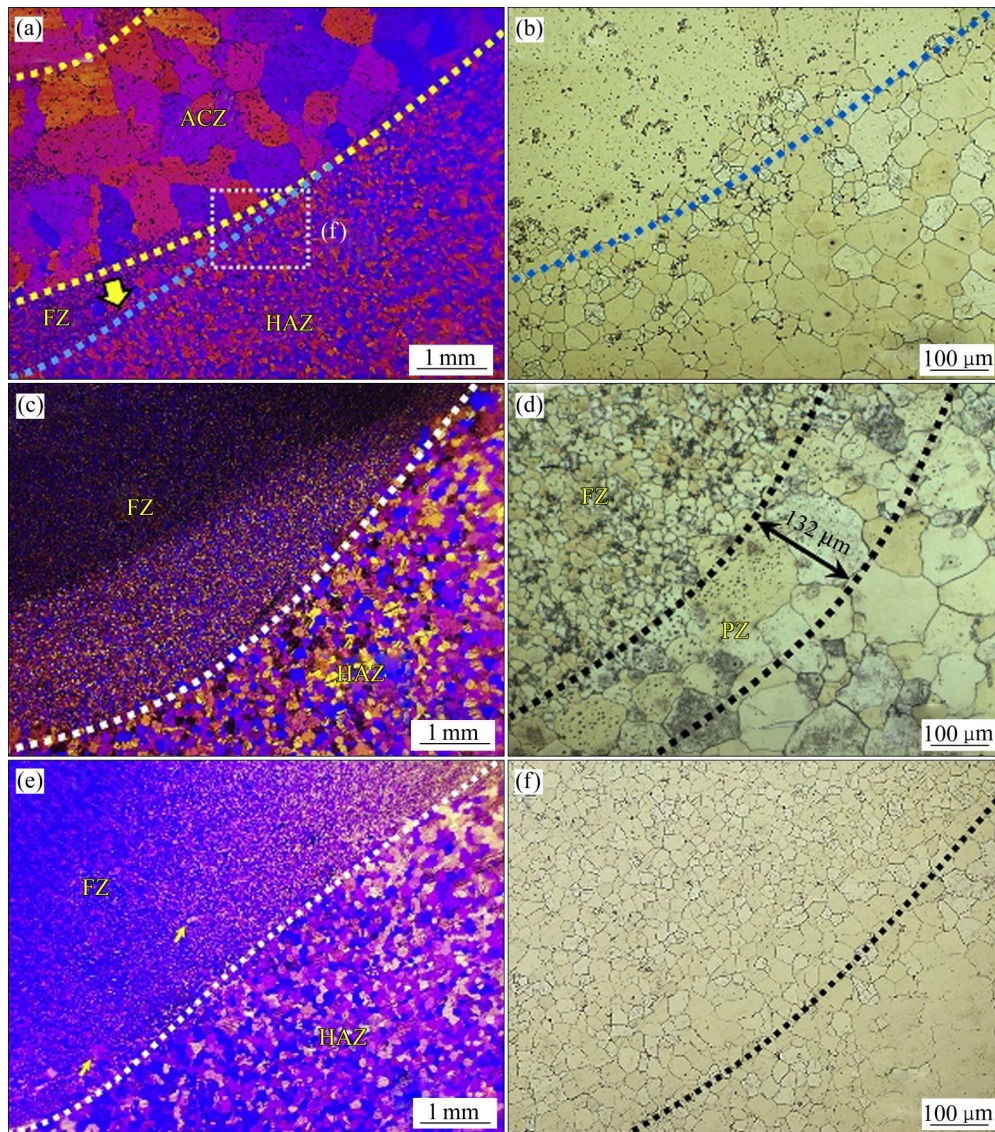


图9 Mg-4Y-2Nd-1Gd-0.5Zr镁合金TIG焊不在同热处理工艺下的显微组织^[89]

Fig. 9 Microstructures of Mg-4Y-2Nd-1Gd-0.5Zr magnesium alloy under different heat treatment processes in TIG welding^[89]: (a), (b) Direct post-welding solution treatment (520 °C, 8 h); (c), (d) Pre-weld solution treatment (520 °C, 8 h); (e), (f) Pre-weld solution treatment (520 °C, 8 h)+post-weld solution treatment (520 °C, 2 h)

因此,低合金化镁合金的热处理工艺可结合上述研究灵活调控,实现接头区域的均匀固溶。

5 结语及展望

高强度低合金化镁合金具有密度低、变形抗力小、塑性变形能力优良和成本较低等显著优势,是近年来高性能镁合金发展的重要方向之一。熔化焊接是连接这类镁合金的主要方法。然而,在焊接过程中,低合金化镁合金缺乏有效的异质形核核心和足够的成分过冷度,容易导致焊缝晶粒粗化和接头力学性能的明显减弱,从而限制了高强度低合金化镁合金在关键领域的应用。晶粒细化可以提高低合金化镁合金的焊接工艺性能和综合力学性能,对于推进该系列合金的广泛应用具有重要意义。因此,在后续研究中,需要重点关注以下几个方面:

1) 当前对于低合金化镁合金焊缝晶粒细化机制的研究尚不够系统深入,尽管经典细化理论能提供合理解释,但目前存在争议并缺乏统一实验证据,新型细化剂的研发主要依赖试错法,需要提高准确性和研发效率。未来应加强对实验证据的直接观察和分析,例如利用原位同步辐射先进表征技术捕获更微观的形核生长证据,以丰富理论体系。同时,结合高通量计算和机器学习等技术,实现高效稳定的新型细化剂的快速筛选。

2) 在金属基复合材料研究中发现,双尺度颗粒的添加在晶粒细化、偏析抑制和第二相析出方面表现出良好效果。相对于单一尺度颗粒,双尺度颗粒能提高材料的强度和韧性。因此,未来可以探索在焊接熔池中引入微-纳双尺度颗粒,以促进晶粒细化和纳米尺度第二相的均匀析出,从而实现对低合金化镁合金焊接接头强度和韧性的协同调控。

3) 焊缝金属塑性变形方法具有多重优势。利用该方法,可以改变焊缝的组织状态,将铸态组织转变为变形态组织,并利用镁合金的形变强化和细晶强化来增强焊缝性能。同时,塑性变形会将晶体缺陷引入焊缝中。因此,对于可热处理强化的低合金化镁合金,可以结合塑性变形和焊后热处理的方法,提高溶质原子的偏聚程度和时效析出的动力,从而显著提高焊接接头的力学性能。

REFERENCES

- [1] ZAI L, TONG X, ZHANG H, et al. Enhancing the mechanical properties of Mg-Al alloy by introducing Al_2Y nanoparticles via rapid-cooling solidification and optimized heat treatments[J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2024, 28: 3449-3462.
- [2] 余镨,田阳,杨斌,等. 镁熔体净化技术的研究进展[J]. *中国有色金属学报*, 2024, 34(1): 229-253.
YU R, TIAN Y, YANG B, et al. Research progress in magnesium melt purification technology[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2024, 34(1): 229-253.
- [3] 王煜焯,周海涛,李逸,等. 强度-塑性协同的变形镁合金及其微观结构调控研究进展[J]. *中国有色金属学报*, 2024, 34(3): 683-702.
WANG Y Y, ZHOU H T, LI Y, et al. Research progress on wrought magnesium alloys with strength-ductility synergy and their microstructural control [J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2024, 34(3): 683-702.
- [4] GUAN K, YANG Q, BU F Q, et al. Microstructures and mechanical properties of a high-strength Mg-3.5Sm-0.6Zn-0.5Zr alloy[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2017, 703: 97-107.
- [5] HUANG H, MIAO H W, YUAN G Y, et al. Fabrication of ultra-high strength magnesium alloys over 540MPa with low alloying concentration by double continuously extrusion[J]. *Journal of Magnesium and Alloys*, 2018, 6(2): 107-113.
- [6] KIM W J, LEE Y G, LEE M J, et al. Exceptionally high strength in Mg-3Al-1Zn alloy processed by high-ratio differential speed rolling[J]. *Scripta Materialia*, 2011, 65(12): 1105-1108.
- [7] 王慧远,夏楠,布如宇,等. 低合金化高性能变形镁合金研究现状及展望[J]. *金属学报*, 2021, 57(11): 1429-1437.
WANG H Y, XIA N, BU R Y, et al. Current research and future prospect on low-alloyed high-performance wrought magnesium alloys[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2021, 57(11): 1429-1437.
- [8] PAN H C, YANG C L, YANG Y T, et al. Ultra-fine grain size and exceptionally high strength in dilute Mg-Ca alloys achieved by conventional one-step extrusion[J]. *Materials Letters*, 2019, 237: 65-68.
- [9] 康健伟,刘国磊,王利飞,等. 挤压态Mg-0.5Bi-0.5Sn-0.5Ag合金的热变形行为、组织和织构演变[J]. *中国有色金属学报*, 2024, 34(2): 388-399.
KANG J W, LIU G L, WANG L F, et al. Hot deformation behavior, microstructure and texture evolution of extruded

- Mg-0.5Bi-0.5Sn-0.5Ag alloy[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2024, 34(2): 388–399.
- [10] ZHAO G W, FAN J F, ZHANG H, et al. Exceptional mechanical properties of ultra-fine grain AZ31 alloy by the combined processing of ECAP, rolling and EPT[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2018, 731: 54–60.
- [11] SU J, KABIR A S H, SANJARI M, et al. Correlation of static recrystallization and texture weakening of AZ31 magnesium alloy sheets subjected to high speed rolling[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2016, 674: 343–360.
- [12] ZENG Z R, ZHU Y M, NIE J F, et al. Effects of calcium on strength and microstructural evolution of extruded alloys based on Mg-3Al-1Zn-0.3Mn[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2019, 50(9): 4344–4363.
- [13] PAN H C, KANG R, LI J R, et al. Mechanistic investigation of a low-alloy Mg-Ca-based extrusion alloy with high strength-ductility synergy[J]. *Acta Materialia*, 2020, 186: 278–290.
- [14] WAHBA M, MIZUTANI M, KAWAHITO Y, et al. Laser welding of die-cast AZ91D magnesium alloy[J]. *Materials & Design*, 2012, 33: 569–576.
- [15] 陈树君, 王宣, 袁涛, 等. 镁合金焊缝液化裂纹敏感性及预测方法探究[J]. *金属学报*, 2018, 54(12): 1735–1744.
- CHEN S J, WANG X, YUAN T, et al. Research on prediction method of liquation cracking susceptibility to magnesium alloy welds[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2018, 54(12): 1735–1744.
- [16] ZAI L, TONG X, WANG Y, et al. Achieving columnar-to-equiaxed transition to reduce hot cracking susceptibility in TIG-welded AZ31 alloy through MgO modification[J]. *Journal of Materials Science*, 2024, 59(21): 9361–9370.
- [17] KOU S. *Welding metallurgy*[M]. 2nd ed. Hoboken: John Wiley & Sons, 2003.
- [18] KOU S. Solidification and liquation cracking issues in welding[J]. *JOM*, 2003, 55(6): 37–42.
- [19] NAKAGAWA H, KATOH M, MATSUDA F, et al. Fundamental solidification mechanism and microstructures in GTA spot welds of aluminum sheets[J]. *Transactions of the Japan Welding Society*, 1970, 1(2): 28–39.
- [20] LIU H T, ZHOU J X, ZHAO D Q, et al. Characteristics of AZ31 Mg alloy joint using automatic TIG welding[J]. *International Journal of Minerals, Metallurgy, and Materials*, 2017, 24(1): 102–108.
- [21] KANNAN M B, DIETZEL W, BLAWERT C, et al. Stress corrosion cracking behavior of Nd: YAG laser butt welded AZ31 Mg sheet[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2007, 444(1/2): 220–226.
- [22] YU Z H, YAN H G, GONG X S, et al. Microstructure and mechanical properties of laser welded wrought ZK21 magnesium alloy[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2009, 523(1/2): 220–225.
- [23] DAI J, HUANG J, LI Z G, et al. Effects of heat input on microstructure and mechanical properties of laser-welded Mg-rare earth alloy[J]. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2013, 22(1): 64–70.
- [24] CHAI S S, ZHONG S Y, YANG Q S, et al. Transformation of Laves phases and its effect on the mechanical properties of TIG welded Mg-Al-Ca-Mn alloys[J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2022, 120: 108–117.
- [25] GÄUMANN M, BEZENÇON C, CANALIS P, et al. Single-crystal laser deposition of superalloys: Processing-microstructure maps[J]. *Acta Materialia*, 2001, 49(6): 1051–1062.
- [26] BOGNO A, NGUYEN-THI H, BUFFET A, et al. Analysis by synchrotron X-ray radiography of convection effects on the dynamic evolution of the solid-liquid interface and on solute distribution during the initial transient of solidification [J]. *Acta Materialia*, 2011, 59(11): 4356–4365.
- [27] EASTON M A, STJOHN D H. A model of grain refinement incorporating alloy constitution and potency of heterogeneous nucleant particles[J]. *Acta Materialia*, 2001, 49(10): 1867–1878.
- [28] STJOHN D H, QIAN M, EASTON M A, et al. Grain refinement of magnesium alloys[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2005, 36(7): 1669–1679.
- [29] WANG Y X, ZENG X Q, DING W J, et al. Grain refinement of AZ31 magnesium alloy by titanium and low-frequency electromagnetic casting[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2007, 38(6): 1358–1366.
- [30] QUAN Y J, CHEN Z H, YU Z H, et al. Characteristics of laser welded wrought Mg-Al-Mn alloy[J]. *Materials Characterization*, 2008, 59(12): 1799–1804.
- [31] DHAHRI M, MASSE J E, MATHIEU J F, et al. Laser welding of AZ91 and WE43 magnesium alloys for automotive and aerospace industries[J]. *Advanced Engineering Materials*, 2001, 3(7): 504–507.
- [32] CAO X J, XIAO M B, JAHAZI M, et al. Continuous wave ND: YAG laser welding of sand-cast ZE41A-T5 magnesium alloys[J]. *Materials and Manufacturing Processes*, 2005, 20(6): 987–1004.
- [33] HOU G J, XU Y L, WANG S W, et al. Effects of welding wire composition on the repair welds of sand-cast Mg-Gd-Y alloy: Microstructure and mechanical properties[J]. *Vacuum*, 2022, 199: 110919.

- [34] NIKNEJAD S, LIU L, LEE M Y, et al. Resistance spot welding of AZ series magnesium alloys: Effects of aluminum content on microstructure and mechanical properties[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2014, 618: 323–334.
- [35] ALI Y, QIU D, JIANG B, et al. Current research progress in grain refinement of cast magnesium alloys: A review article[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2015, 619: 639–651.
- [36] WANG C Q, SUN M, ZHENG F Y, et al. Improvement in grain refinement efficiency of Mg-Zr master alloy for magnesium alloy by friction stir processing[J]. *Journal of Magnesium and Alloys*, 2014, 2(3): 239–244.
- [37] QIU D, ZHANG M X. The nucleation crystallography and wettability of Mg grains on active Al_2Y inoculants in an Mg-10wt% Y Alloy[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2014, 586: 39–44.
- [38] WANG L, LU W Q, HU Q D, et al. Interfacial tuning for the nucleation of liquid AlCu alloy[J]. *Acta Materialia*, 2017, 139: 75–85.
- [39] PENG G S, WANG Y, CHEN K H, et al. Improved Zr grain refining efficiency for commercial purity Mg via intensive melt shearing[J]. *International Journal of Cast Metals Research*, 2017, 30(6): 374–378.
- [40] WANG S H, WANG F, WANG Y, et al. Segregation of Ca at the Mg/MgO interface and its effect on grain refinement of Mg alloys[J]. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 2019, 529(1): 012048.
- [41] WANG S H, WANG Y, RAMASSE Q M, et al. Segregation of Yttrium at the Mg/MgO Interface in an Mg-0.5Y Alloy[J]. *Acta Materialia*, 2023, 257: 119147.
- [42] LI H, ZHANG J S, DING R R. The effects of alloying elements on microstructures and mechanical properties of tungsten inert gas welded AZ80 magnesium alloys joint[J]. *Materials Research Express*, 2017, 4(11): 116503.
- [43] 杨光昱, 郝启堂, 介万奇, 等. Ca加入量对Mg-5Al-0.4Zn基铸造合金组织与力学性能的影响[J]. *金属学报*, 2005, 41(9): 933–939.
- YANG G Y, HE Q T, JIE W Q, et al. Effects of Ca addition on the microstructures and mechanical properties of Mg-5Al-0.4Zn based casting alloy[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2005, 41(9): 933–939.
- [44] LI C B, YANG S Q, LUO G, et al. Revealing the nuclei formation in carbon-inoculated Mg-3%Al alloys containing trace Fe[J]. *Materials*, 2019, 12(15): 2478.
- [45] EASTON M A, SCHIFFL A, YAO J Y, et al. Grain Refinement of Mg-Al(-Mn) Alloys by SiC Additions[J]. *Scripta Materialia*, 2006, 55(4): 379–382.
- [46] 李玉娟, 汤爱涛. 镁合金晶粒细化的研究进展[J]. *材料导报*, 2013, 27(17): 125–130.
- LI Y J, TANG A T. Recent development of grain refining technologies for magnesium alloys[J]. *Materials Review*, 2013, 27(17): 125–130.
- [47] 吴国华, 童鑫, 蒋锐, 等. 铸造Mg-RE合金晶粒细化行为研究现状与展望[J]. *金属学报*, 2022, 58(4): 385–399.
- WU G H, TONG X, JIANG R, et al. Grain refinement of as-cast Mg-RE alloys: research progress and future prospect[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2022, 58(4): 385–399.
- [48] QIU W, LIU Z Q, YU R Z, et al. Utilization of VN particles for grain refinement and mechanical properties of AZ31 magnesium alloy[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2019, 781: 1150–1158.
- [49] WANG S C, GAN C L, LI X H, et al. Microstructure of Al-4.99Zr-1.1B master alloy and its grain refinement effect on AZ31 magnesium alloy[J]. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2014, 43(11): 2567–2571.
- [50] HUANG Y D, KAINER K U, HORT N. Mechanism of grain refinement of Mg-Al alloys by SiC inoculation[J]. *Scripta Materialia*, 2011, 64(8): 793–796.
- [51] ZHANG L, ZHOU W, HU P H, et al. Effect of Al-3Nb-1B master alloy on the grain refinement of AZ91D magnesium alloy[J]. *Metallurgical and Materials Transactions B*, 2016, 47(3): 1999–2004.
- [52] PENG L, ZENG G, LIN C J, et al. Al_2MgC_2 and $AlFe_3C$ formation in AZ91 Mg alloy melted in Fe-C crucibles[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2021, 854: 156415.
- [53] GREER A L, BUNN A M, TRONCHE A, et al. Modelling of inoculation of metallic melts: application to grain refinement of aluminium by Al-Ti-B[J]. *Acta Materialia*, 2000, 48(11): 2823–2835.
- [54] QIAN M. Heterogeneous nucleation on potent spherical substrates during solidification[J]. *Acta Materialia*, 2007, 55(3): 943–953.
- [55] ZHAO Y Z, LIU X T, HAO H. Effect of Al_4C_3 particle size distribution in a Al-2.5C master alloy on the refining efficiency of the AZ31 alloy[J]. *Acta Metallurgica Sinica (English Letters)*, 2017, 30(6): 505–512.
- [56] QIU D, ZHANG M X. Effect of active heterogeneous nucleation particles on the grain refining efficiency in an Mg-10wt.% Y cast alloy[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2009, 488(1): 260–264.
- [57] GUO E Y, SHUAI S S, KAZANTSEV D, et al. The influence of nanoparticles on dendritic grain growth in Mg alloys[J]. *Acta Materialia*, 2018, 152: 127–137.

- [58] LI H N, WANG K, XU G P, et al. Nanoparticle-induced growth behavior of primary α -Mg in AZ91 alloys[J]. *Materials & Design*, 2020, 196: 109146.
- [59] PU Z P, LIU D R, WANG L, et al. Investigation of grain refinement and mechanical properties of nano-TiCN particles reinforced Mg-9Al alloy via experiments and sharp-interface model[J]. *Materials Characterization*, 2024, 207: 113613.
- [60] FATTAHI M, MOHAMMADY M, SAJJADI N, et al. Effect of TiC nanoparticles on the microstructure and mechanical properties of gas tungsten arc welded aluminum joints[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2015, 217: 21–29.
- [61] FLORIÁN-ALGARÍN D, RAMOS-MORALES A, MARRERO-GARCÍA M, et al. Study of aluminum wires treated with MoB₂ nanoparticles[J]. *Journal of Composites Science*, 2018, 2(3): 50.
- [62] 胡清华, 张义福, 熊斯, 等. SiCp/Al-5Mg复合焊丝焊接7075铝合金TIG焊接工艺及接头组织性能分析[J]. *稀有金属*, 2019, 43(10): 1023–1031.
- HU Q H, ZHANG Y F, XIONG S, et al. Welding process and joint microstructures performance analysis of SiCp/Al-5Mg filling layer strengthened AA7075 by TIG welding[J]. *Chinese Journal of Rare Metals*, 2019, 43(10): 1023–1031.
- [63] ZAI L, TONG X, WANG Y, et al. Exceptional grain refinement induced by dispersed MgO particles in TIG-welded AZ31 alloy[J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2025, 205: 1–13.
- [64] LI C K, SHI Y, GU Y F, et al. Effects of different activating fluxes on the surface tension of molten metal in gas tungsten arc welding[J]. *Journal of Manufacturing Processes*, 2018, 32: 395–402.
- [65] LIU L, SUN H. Study of flux assisted TIG welding of magnesium alloy with SiC particles in flux[J]. *Materials Research Innovations*, 2008, 12(1): 47–51.
- [66] SHEN J, LIU K, ZHAI D J, et al. Effects of SiC ceramic particles on microstructures and mechanical properties of gas tungsten arc welded AZ31magnesium alloy with Cr₂O₃ flux coating[J]. *Science and Technology of Welding and Joining*, 2013, 18(1): 11–18.
- [67] LI H, ZHANG J S, XIONG Y B. Enhancement of AZ80 joints using ultrasonic vibration-assisted welding process[J]. *Science and Technology of Welding and Joining*, 2018, 23(4): 308–315.
- [68] YANG F Z, ZHOU J, DING R R. Ultrasonic vibration assisted tungsten inert gas welding of dissimilar magnesium alloys[J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2018, 34(12): 2240–2245.
- [69] 苏允海, 林金梁, 蒋焕文, 等. 磁场下镁合金A-TIG接头成形性及显微组织分析[J]. *焊接学报*, 2013, 34(11): 13–16.
- SU Y H, LIN J L, JIANG H W, et al. Formability and microstructure of magnesium alloy welded by A-TIG under magnetic field[J]. *Transactions of the China Welding Institution*, 2013, 34(11): 13–16.
- [70] KISHORE BABU N, CROSS C E. Grain refinement of AZ31 magnesium alloy weldments by AC pulsing technique[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2012, 43(11): 4145–4154.
- [71] YUAN T, LUO Z, KOU S. Grain refining of magnesium welds by arc oscillation[J]. *Acta Materialia*, 2016, 116: 166–176.
- [72] YUAN T, KOU S, LUO Z. Grain refining by ultrasonic stirring of the weld pool[J]. *Acta Materialia*, 2016, 106: 144–154.
- [73] 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.
- [74] EMADI P, ANDILAB B, RAVINDRAN C. Preparation and characterization of AZ91E/Al₂O₃ composites using hybrid mechanical and ultrasonic particle dispersion[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2021, 819: 141505.
- [75] WANG W X, CHEN X G, LIU J, et al. Effects of TiB₂ nanoparticles and ultrasonic vibration on the mechanical properties of an Mg-4Al-1.5Si alloy[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2022, 912: 165213.
- [76] KOU S, LE Y. Nucleation mechanism and grain refining of weld metal[J]. *Welding Journal*, 1986, 65(12): 65–70
- [77] GAO M, WANG H K, HAO K D, et al. Evolutions in microstructure and mechanical properties of laser lap welded AZ31 magnesium alloy via beam oscillation[J]. *Journal of Manufacturing Processes*, 2019, 45: 92–99.
- [78] HAO K D, WANG H K, GAO M, et al. Laser welding of AZ31B magnesium alloy with beam oscillation[J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2019, 8(3): 3044–3053.
- [79] 范成磊, 方洪渊, 田应涛, 等. 随焊冲击碾压对LY12CZ铝合金接头组织和性能的影响[J]. *材料工程*, 2004, 32(10): 24–28.
- FAN C L, FANG H Y, TIAN Y T, et al. Influence on metallographic structure and mechanical properties of LY12CZ welded jointed with weld with trailing impactive rolling[J]. *Journal of Materials Engineering*, 2004, 32(10): 24–28.
- [80] CHAI S S, ZHANG D F, PAN F S, et al. Influence of post-weld hot rolling on the microstructure and mechanical properties of AZ31 magnesium alloy sheet[J]. *Materials*

- Science and Engineering A, 2013, 588: 208–213.
- [81] 何柏林, 封亚明, 李力. 超声冲击及焊缝余高对6082铝合金焊接接头疲劳性能的影响[J]. 中国有色金属学报, 2019, 29(7): 1377–1383.
- HE B L, FENG Y M, LI L. Effects of UIT and weld reinforcement on fatigue properties of 6082 aluminum alloy welded joint[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2019, 29(7): 1377–1383.
- [82] CHAI S S, ZHANG D F, DONG Y F, et al. Effect of partial rolling on the microstructure, mechanical properties and fracture behavior of AZ31 Mg alloy joints[J]. Materials Science and Engineering A, 2015, 620: 1–9.
- [83] XU N, BAO Y F. Enhanced mechanical properties of tungsten inert gas welded AZ31 magnesium alloy joint using two-pass friction stir processing with rapid cooling[J]. Materials Science and Engineering A, 2016, 655: 292–299.
- [84] CIHOVA M, SCHÄUBLIN R, HAUSER L B, et al. Rational design of a lean magnesium-based alloy with high age-hardening response[J]. Acta Materialia, 2018, 158: 214–229.
- [85] OH-ISHI K, WATANABE R, MENDIS C L, et al. Age-hardening response of Mg-0.3at.% Ca alloys with different Zn contents[J]. Materials Science and Engineering A, 2009, 526(1/2): 177–184.
- [86] LANGELIER B, WANG X, ESMAEILI S. Evolution of precipitation during non-isothermal ageing of an Mg-Ca-Zn alloy with high Ca content[J]. Materials Science and Engineering A, 2012, 538: 246–251.
- [87] BIAN M Z, SASAKI T T, NAKATA T, et al. Bake-hardenable Mg-Al-Zn-Mn-Ca sheet alloy processed by twin-roll casting[J]. Acta Materialia, 2018, 158: 278–288.
- [88] HUA Z M, LI M X, WANG C, et al. Pre-strain mediated fast natural aging in a dilute Mg-Zn-Ca-Sn-Mn alloy[J]. Scripta Materialia, 2021, 200: 113924.
- [89] TONG X, ZHANG G Q, WU G H, 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.

Research progress on microstructure control in fusion welding of low-alloyed Mg alloys

ZAI Le¹, TONG Xin¹, WANG Yun², ZHANG Hao¹, XUE Xiaohuai¹

(1. School of Materials Science and Engineering, Shanghai Jiao Tong University, Shanghai 200240, China;

2. Brunel Centre for Advanced Solidification Technology (BCAST),
Brunel University London, Uxbridge, Middlesex UB8 3PH, UK)

Abstract: Due to its advantages, such as good formability, excellent corrosion resistance and low cost, low-alloyed Mg alloys have become one of the important trends in the development of wrought Mg alloys. Welding has become a key method for the widespread application of these materials. However, low-alloyed Mg alloys face the challenges in welding, such as coarse grain structure in the fusion zone and insufficient strengthening phases, leading to mismatched welding strength. This paper, based on relevant theories of Mg alloy welding metallurgy, summarized the methods for controlling the microstructure of low-alloyed magnesium alloy welds, and systematically discussed the evolution process and mechanism of weld microstructure. Finally, in response to the application demands of these alloys in welding, the development trends in this field were prospected.

Key words: low-alloyed Mg alloy; fusion welding; weld microstructure; grain refinement; process control

Foundation item: Project(51871155) supported by the National Natural Science Foundation of China

Received date: 2024-04-29; **Accepted date:** 2024-07-30

Corresponding author: XUE Xiaohuai; Tel: +86-21-54744246; E-mail: xhxue@sjtu.edu.cn

(编辑 刘小沛)