铸造 Mg/Al 复合材料工艺参数和复合界面的研究进展

孙青竹

（攀枝花学院钒钛学院，四川攀枝花 617000）

摘要： Mg/Al复合材料在汽车、航空航天和电子设备等领域广泛应用。相对于制备复合板的轧制工艺，铸造能够用于制备复杂的复合材料构件，并具有成本低和生产效率高等优点。然而，铸造Mg/Al复合材料存在微观组织难以控制和界面结合强度较低等问题，限制了材料性能。影响复合材料性能的因素包括铸造工艺、界面处理和扩散层组织等。目前，主要通过控制晶粒尺寸、界面强化和界面反应等方式来强化复合材料。本文综述了铸造法制备Mg/Al复合材料过程中的工艺参数对复合界面的影响，包括扩散层厚度、晶粒尺寸等，最后对此方向提出自己的见解。

关键词： Mg/Al复合材料；铸造；工艺参数；扩散层

Mg/Al复合材料结合Mg合金和Al合金的优点，被广泛应用于汽车、船舶、飞机等制造业中。众多学者提出了多种理论来解释复合机理，如机械啮合理论、金属键理论、能量理论、薄膜理论、间隙结合理论、再结晶理论、扩散理论、三阶段理论、N.Bay理论等[1-4]。

Mg/Al复合材料在界面处形成Al-Mg间脆性化合物，削弱其力学性能。轧制法是目前应用最广的制备工艺[1]，但是复合板的后续加工会使复合界面产生热应力、位错、滑移等现象[5]，使结合强度下降，复合板的应用因此受限。铸造法可以制备结构更复杂的双金属复合构件，并在界面处获得良好的冶金结合，且成本更低。

复合界面是铸造复合材料领域的重点，人们对复合界面的研究主要集中在扩散层的厚度、成分以及晶粒尺寸等方面。而在铸造制备过程中影响扩散层形貌的因素众多，例如铸造工艺、铸造参数、后处理参数等，这使复合界面的调控更加复杂。有报道称添加Zn、Cu、Ce等合金元素可以在复合界面形成多元合金复合层以减少脆性相[6]，通过施加压力等方法可以增加铸件致密性和平直度，降低浇注温度可以减小扩散层厚度[5]。

目前国内外多是关于轧制法的研究报告，因此本文针对铸造法制备Mg/Al复合材料，归纳制备过程中的工艺参数，并分析各因素对复合界面的影响，提出了调控方案，最后对该领域的研究方向进行了展望。

1 铸造过程中的影响因素

1.1 基体材料

在高温复合过程中，Al合金与Mg合金的固、液相线温度应存在差异，防止材料之间发生液态对流，造成扩散层较厚，界面不平整。Al合金和Mg合金的热膨胀系数应接近，以减少复合材料在热膨胀过程中的应力集中和变形，不同系列Mg、Al合金特点如表1所示。

研究表明Si和Zn元素的加入能在一定程度上减少复合区域的脆性相化合物，常见化合物有Mg-Si和Mg-Zn系等多元合金[7]，因此常用的Al合金有6系列（如6061或

作者简介：
孙青竹（1980–），女，硕士，副教授，主要从事铸造、金属陶瓷的研究与开发工作。E-mail：260266665@qq.com

中图分类号：TG146.2
文献标识码：A
文章编号：1001-4977（2024）07-0898-10

收稿日期：
2023–07–16 收到初稿，
2023–11–18 收到修订稿。

表1 常用Al合金与Mg合金分类与特点
Table 1 Classification and characteristics of commonly used Al alloys and Mg alloys

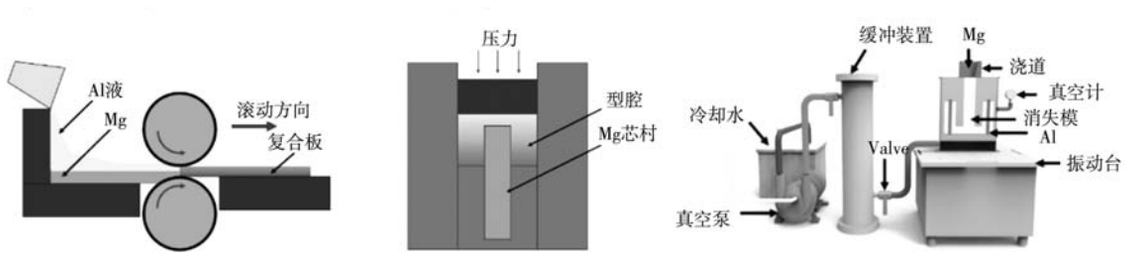
合金分类	牌号	主要元素	特点
Al合金	1xxx	Al	耐蚀性好、强度较低、质地软
	2xxx	Al-Cu	耐腐蚀性差、硬度高
	3xxx	Al-Mn	防锈性能好
	4xxx	Al-Si	熔点低、耐腐蚀性好、耐磨性好
	5xxx	Al-Mn	耐腐蚀性好、成形性好、强度高
	6xxx	Al-Mg-Si	耐腐蚀性好、溶接性好
	7xxx	Al-Zn	耐磨性好、硬度高
Mg合金	AZ系	Mg-Al-Zn	较好的加工性能和耐热性能
	AM系	Mg-Al-Mn	优良的断裂韧性，但屈服强度较低
	ZK系	Mg-Al-Zn-Zr	较高的强度和耐腐蚀性能

6063）[8]、5系列（如5052或5083）[9]、7系列（如7075或7050）[10]。Mg合金有AZ系列（AZ91、AZ31等）[11-12]，ZK系列（ZK60等）[10]。

1.2 铸造工艺

重力浇注法是基础的制备Mg/Al复合材料工艺，还可用消失模铸造法、压力铸造、真空铸造法以及半固态成形技术等特种铸造方法进行制备，如图1所示[13-15]。制备工艺影响复合区域元素的扩散和反应[8]。对复合材料的致密度、组织结构以及界面结合强度等产生影响[16]。

压铸技术适用于制备较大尺寸和形状复杂的Mg/Al复合构件，通过调控压力和变形温度来控制Mg和Al的界面扩散反应。江再良[17]发现左右对接式消失模铸造比上下搭接式的更适合铸造Al/Mg复合材料。双辊铸



（a）双辊铸造法 （b）压力铸造法 （c）消失模铸造法

图1 制备工艺示意图

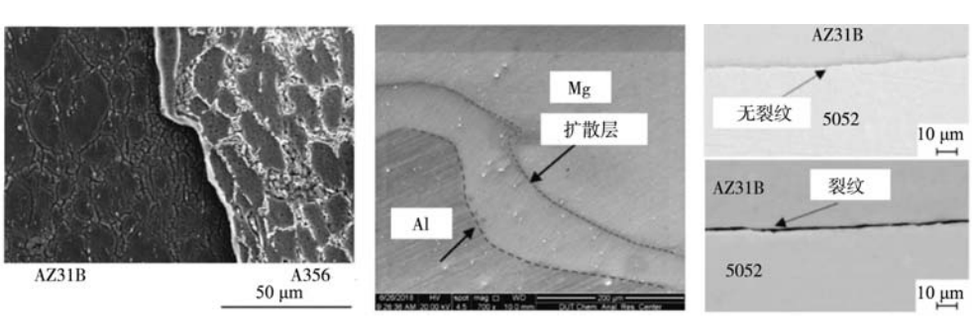
Fig. 1 Schematic diagrams of the preparation processes

造[13]（TRC）是将铸造工艺与轧制工艺相结合，用于制备细长晶粒型Mg/Al复合板[18]。J.H.Bae等[19]采用TRC工艺，在Mg表面浇注Al液，制备晶粒细化的Mg/ Al复合板。TRC过程通常在界面处产生较厚的反应层，因此界面调节是TRC过程研究的关键问题，此外在预热到较高温度的过程中，固体基体材料很容易被氧化，会导致在结合界面形成一些缺陷（如孔洞、裂纹等）。添加CaO可以控制Mg合金的氧化趋势，并且形成含Ca的强化相（C15）[20]，达到细化晶粒的目的。

热轧法工艺成熟，复合界面平整，但是宏观的塑性形变严重，采用传统的浇注法制备的复合层较厚且成分复杂[21]；两者结合的铸轧法，可以减小扩散层厚度、细化晶粒并且缓解材料的宏观形变，如图2所示[22-24]，但是工艺较为复杂、操作繁琐。

1.3 铸造参数

温度参数的选择关系到扩散层的厚度与晶粒尺寸，重要的温度参数有：浇注温度、模具温度、预热温度、冷却温度等。浇注温度直接影响合金的凝固过程和固化结构。浇注温度升高，使液态金属在铸型中



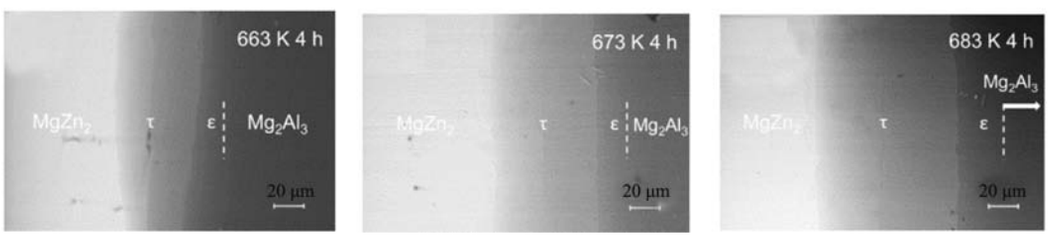
（a）铸轧法 （b）爆炸焊法 （c）热轧法

图2 不同工艺制备Mg/Al复合材料的界面情况

Fig. 2 Interfaces of Mg/Al composites prepared by different processes

停留的时间更长，降低合金的凝固速率，有助于增加合金的充填性和流动性，但过高的浇注温度会导致固相材料液相率增加，导致扩散区域增加，会增加扩散区域的晶核生长时间，造成晶粒粗大[2]。Han Xue[26]发现温度参数影响过冷区宽度和过冷度，影响成核速率，密度和晶粒形貌。随着浇注温度的增加，双金属复合材料的拉伸强度先增加后减小[19]。因此需要根据不同基体材料的凝固收缩特性，确定适当的浇注温度范围，一般选取固、液相线温度差异较大的Mg、Al合金进行复合。浇注温度应较高于浇注金属液相线温度，Al液作为浇注金属，其浇注温度在600~750 ℃范围内[26]。

除了浇注温度外，模具温度可以调节凝固过程和控制界面反应，预热温度可以影响合金的充填性和模具的热传导性能，冷却温度可以控制材料的凝固速率和晶粒尺寸。如图3所示[27]，后处理阶段中，退火温度越高，扩散现象越明显。选择温度均匀性较好且热传导性较好的模具，可减缓温度梯度，减轻热应力和应力集中现象[28]。叶中飞[29]发现随着环境温度的降低，Al/Cu复合材料的抗拉强度先逐渐提高然后降低。



（a）663 K，4 h退火处理　（b）673 K，4 h退火处理　（c）683 K，4 h退火处理

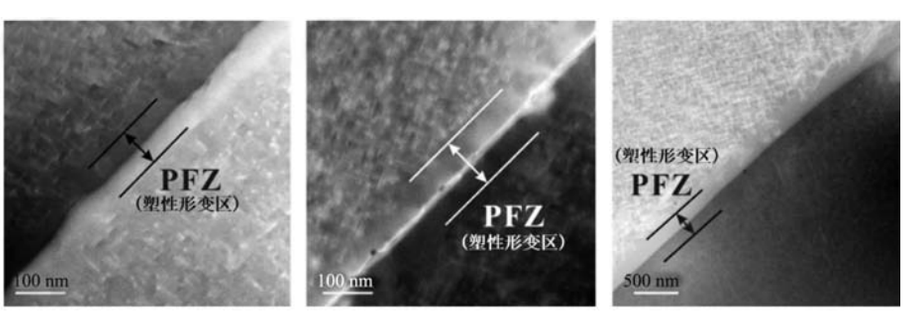
图3　添加Zn的Mg/Al复合材料退火后的界面SEM图

Fig. 3 Interfacial SEM images of Mg/Al composites with Zn addition after annealing

冷却速率受冷却介质的传热性能影响，不同的冷却介质（如冷水、空气等）具有不同的传热系数，会导致不同的冷却速率和温度梯度，从而影响材料的冷却收缩程度和残余应力分布[30]。加快冷却速率有助于抑制晶粒长大、晶界迁移和相变过程，从而细化晶粒尺寸、保持细小的晶界尺寸，但快速冷却也会增加残余应力。郑小平[31]发现加快冷却速率会减弱AZ91D镁合金侧元素偏析现象，界面层网状结构增加，Al_3Mg_2相宽度增加，使界面层的硬度增加。

对于Mg/Al复合材料来说，空冷会使材料的晶粒长大，晶界迁移，导致晶界的粗化和晶粒尺寸增大。水淬具有较高的冷却速率，有效抑制晶粒长大和晶界迁移，有助于细化晶粒尺寸和保持较小的晶界尺寸，如图4所示[32]。过快冷却速率可能引起内部应力和组织非均匀性，与水淬相比，气冷的冷却速率较慢，可以使材料逐渐冷却，有利于减小残余应力。可以通过定向凝固技术控制界面处微观形貌，多晶组织由于冷却速率不同产生了非均匀温度场，平均溶质浓度随冷却速率的增大而上升，且固相比例随冷却速率的增加而增加，控制部分区域优先形核致使晶粒细化[33]。还需要注意构件冷却的均匀性，以防止材料开裂或变形。为了获得较小晶粒，研究者们会选择整体快速冷却方法。

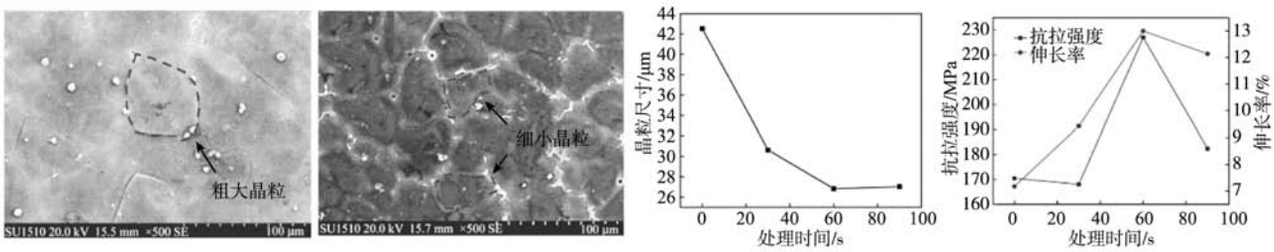
熔体处理过程包括搅拌、脱气和除杂等步骤，通过搅拌和脱气来减少气体含量，通过除杂来降低杂质元素含量，可以显著提高合金的纯净度[34]。如图5所示，谢东原发现短时间的超声处理高温熔体可细化Mg-6Gd-3Y-0.6Zr合金晶粒，提高拉伸性能，但如果处理时间过长，会导致熔体温度局部升高，相当于过度退火，反而促进了晶粒的长大，劣化材料性能[35]。



（a）水冷　（b）油冷　（c）空冷

图4　不同冷却条件下PFZ的STEM图像

Fig. 4 STEM images of PFZ under different cooling conditions



（a）未超声处理　（b）超声处理　（c）处理时间与晶粒尺寸关系　（d）处理时间与力学性能关系

图5　超声处理对Mg-Gd-Y-Zr合金的影响

Fig. 5 Effects of ultrasonic treatment on Mg-Gd-Y-Zr alloy

通过控制搅拌和搅拌时间，可以促进合金元素的混合和弥散，并减少微观不均匀性。吴国华[36]发现熔体处理可降低Mg-10Gd-3Y-0.5Zr镁合金熔体中夹杂物的含量。除此之外，高固相率的半固态处理也是不错的选择，熔体浇注温度较低，原子包含的能量也较低，所以半固态金属的原子扩散较弱，可以获得晶粒较小且扩散层较薄的复合层。

通过控制熔体处理温度、时间和冷却速率等参数，可以调节合金中的固溶体相和亚稳相的形成和分布，从而获得理想的组织结构和性能。张宇研究发现当熔体停留时间在5 h以内时，晶粒尺寸随停留时间的延长而缓慢增大，晶粒圆整度、力学性能等基本不变[37]。

一定的成形压力可以促使Mg、Al两种材料之间形成更紧密的结合，减少气孔、夹杂物等缺陷的产生。提高成形压力可以促进Mg和Al之间的相互扩散，加强界面的化学反应，从而提高复合材料的界面结合强度，改善力学性能；还可提高复合材料的相对密度，减少孔隙度，提高力学性能，但也会可能使得材料在快速冷却和凝固时产生热裂纹。这是因为高压力会导致材料的收缩受阻，而快速冷却会增加内部应力，两者共同作用可能引发热裂纹。陈刚发现当成形压力为350 MPa、Al合金熔体浇注温度为710 ℃时，Al/Mg双金属的成形质量和界面平直度最佳[30]。

1.4　界面处理

界面处理包括表面改性涂层（金属、硅烷、聚合物等材料用于表面涂覆）、化学处理（酸洗、溶液浸渍、电化学处理）和表面活化（等离子体处理、等离子体喷涂、激光熔化）等[38]。

表面处理使Mg和Al表面形成一层有机或无机化合物、氧化物等固态界面层。界面层可以通过化学键、物理吸附等方式与基体相结合，可以有效分散和阻止裂纹扩展，增强界面层与基体的相互作用，提高界面结合强度和剪切强度。

固-液复合过程中，过高的温度使接触面崎岖，出现Cassie -baxter状态界面[1]，可通过增大Mg-Al界面间的润湿性，达到表面改性的目的。Weibing Guo通过添加Al、Zn和Zr元素可以降低Mg在SiC表面上的接触角，从而改善SiC/Mg复合材料的润湿和成核[39]。

界面处理可以防止界面分离、界面剥离和析出物的形成[40]，减少界面区域的元素扩散和固溶体相的析出，减少或抑制不良反应的发生，提高材料的高温稳定性和耐热性。还可降低界面区域的残余应力和热应力，改善材料的热膨胀性能和热循环寿命。

铸造过程伴随着高温，即使制备前将Mg表面打磨光滑去除氧化层，但是金属液在充型过程中会卷入气体，依然会在复合区域产生缺陷，并且使Mg表面急速氧化，从而产生MgO等氧化物[41]，以颗粒状无规则分布在复合界面的近镁侧，劣化复合层[42]。因此界面处理成为了铸造复合材料的一大难点，目前仍没有效的方法消除界面氧化物。

综上所述，基体材料主要改变复合区域的组织成分，铸造工艺、铸造参数和界面处理主要影响扩散层厚度，以及晶粒尺寸。不同研究中的试验参数存在较大差异，目前的研究多为对铸造工艺和铸造参数的改进，实际生产中常用压力铸造进行制备，具体参数应根据实际条件进行调整。通过外加震动、半固态处理等措施可有效的提高材料的致密度，具有细化晶粒、减小铸件缺陷的作用，但是高温的环境使待复合表面氧化的问题仍未得到解决。

2　扩散层

2.1　扩散层厚度

宏观上扩散层是由Al和Mg异种金属在接触面溶解混合形成的，试验证明扩散层厚度与高温处理时间有关，如表2所示[43]。根据Arrhenius equation[44-45]，扩散层厚度常用式（1）表示：

$$Y=D_0\exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad (1)$$

式中：Y为扩散层厚度；D_0为相互扩散系数；Q为扩散激活能；R为气体常数；T为扩散时间。

增大扩散层厚度可以提供更大的界面表面积，增加界面结合面积，从而提高界面结合强度。但扩散层

表2 不同退火工艺的复合层化合物$Mg_{17}Al_{12}$和Al_3Mg_2的厚度
Table 2 Thicknesses of composite layer compounds $Mg_{17}Al_{12}$ and Al_3Mg_2 for different annealing processes

加热时间/min	扩散层厚度/μm					
	475 ℃		490 ℃		500 ℃	
	Al_3Mg_2	$Al_{12}Mg_{17}$	Al_3Mg_2	$Al_{12}Mg_{17}$	Al_3Mg_2	$Al_{12}Mg_{17}$
80	21	3.6	21	3.6	21	3.6
90	29	5.3	29	5.3	29	5.3
100	36	6.7	36	6.7	36	6.7

过厚会导致不均匀的界面结构和应力集中，从而降低界面结合强度，如表3所示[46]。Tingting Liu[47]总结出当扩散层厚度超过5 μm时，界面结合强度会大幅下降。高温环境下金属原子更容易突破能量壁垒，发生热扩散现象，促进Mg、Al双金属元素下坡扩散，这也促进了Mg-Al金属间脆性化合物的生成，增加了界面局部脆化，并且有报道称长时间的高温会使得界面的原子和杂质处于不平衡扩散状态。根据扩散理论和界面反应动力学，更容易形成孔洞，并且Al在扩散层的扩散系数要高于Mg在扩散层的扩散系数，因此Al侧更容易因为空位而促进孔洞的形成[48-49]。研究表明当退火温度高于250 ℃时，Mg/Al界面处出现了明显的Kirkendal空洞[50]。在以往对Mg/Al复合材料的研究中，集中在界面结构和力学性能上，由于不同的材料具有不同的流动属性，因此不同条件下扩散层厚度也无法统一。

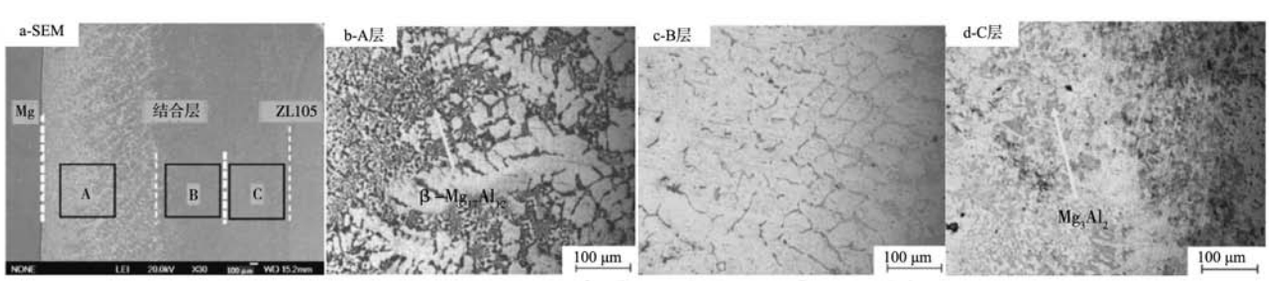
表3 不同工艺的Mg/Al复合材料扩散面厚度、抗拉强度与结合面化合物分析
Table 3 Analysis of diffusion-surface thickness，tensile strength and bonding surface compounds of Mg/Al composites with different processes

材料	制备工艺	扩散层厚度/μm	连接强度/MPa	扩散层成分	文献
AZ91/6061	固-液浇注法	100~200	59~79	$Mg_{17}Al_{12}$+Mg_2Al_3	[52]
AZ91/A390	固-液复合铸造法	50~150	99.1~132.2	$Mg_{17}Al_{12}$+Mg_2Si	
AZ91D/A356	固-液消失模铸造法	130	50~66.7	Al_3Mg_2+Mg_2Si	[53]
A356/AZ91D	液-液消失模铸造法	100~300	11.4~15.2	$Al_{12}Mg_{17}$+Mg_2Si+Al_3Mg_2	[54]

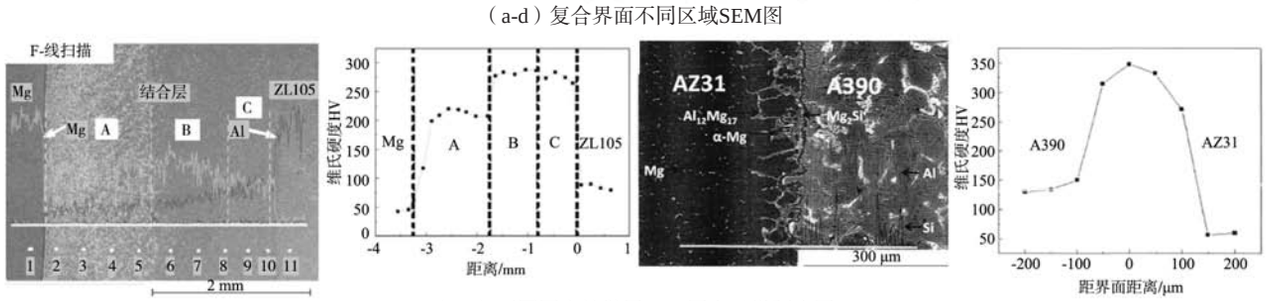
2.2 扩散层成分

复合界面的情况分为机械结合与冶金结合两种，机械结合在低温、高压条件下，扭曲、剪切和屈曲等变形过程，异种金属机械啮合形成。冶金结合主要在高温或高压催化下发生界面反应与扩散反应，如图6所示[39, 42]，形成Al_3Mg_2、$Al_{12}Mg17$和$Al_{30}Mg_{23}$等界面反应产物[51]。

扩散层区域的成分与元素含量有关，Mg、Al异种元素呈现下坡扩散趋势，因此Mg/Al复合材料扩散区域分为近Mg侧（Mg+γ-$Al_{12}Mg_{17}$）-反应层（γ-$Al_{12}Mg_{17}$+β-Al_3Mg_2）-近Al侧（Al+β-Al_3Mg_2）[52]，扩散层中间区域的Mg与Al元素比为1：1，生成的脆性相化合物最多。如图6所示，材料的扩散层部位的显微



（a-d）复合界面不同区域SEM图



（f-h）不同厚度扩散层SEM图和显微硬度图

图6 复合界面不同区域SEM图，不同厚度扩散层SEM图和显微硬度图

Fig. 6 SEM images of different regions of the composite interface，SEM maps and microhardness maps of the diffusion layers with different thicknesses

硬度大于基体，且近Al侧硬度最大。

在Mg-Al复合材料扩散层中，固溶体是最主要的相，当Al溶解于Mg晶格中时，形成了α-固溶体。在高Al含量的Mg-Al合金中，会形成β-固溶体。扩散层发生化学反应也会生成Mg-Al系合金（$Mg_{17}Al_{12}$和Mg_2Al_3）。相的形成取决于合金化过程和处理条件[53]，生成相的成分不仅和元素比例有关还与反应趋势有关，由表4知$Mg_{17}Al_{12}$更容易生成。

表4 Mg/Al复合材料复合区域常见化合物各元素理论含量和生成趋势参数

Table 4 Theoretical content and generation trend parameters of each element of common compounds in the composite region of Mg/Al composites

Mg-Al化合物	Mg/%	Al/%	ΔH/（kJ·mol^{-1}）	E_{coh}/（kJ·mol^{-1}）
Mg17Al12	58.62	41.38	−7.16	−249.90
Mg2Al3	40.00	60.00	−	−
Mg23Al30	43.40	56.60	−9.8	−280.12

2.3 晶粒尺寸

晶粒尺寸越小意味着更多的晶界和界面，可以阻止裂纹的扩展并阻碍位错、提高材料的抗拉强度和屈服强度，但晶界比例的增加，使扩散层塑性降低，更易发生沿晶界的脆性断裂[54]。小的扩散层晶粒尺寸可以减少Mg和Al之间的界面裂纹和孔隙，从而降低腐蚀介质的侵入，提高复合材料的耐蚀性能，还可以减少热膨胀系数的差异，降低因热循环引起的应力集中和位移。Kim等人[55]报道了结合强度不仅取决于反应层的厚度，还取决于反应层的形貌和晶粒尺寸。HASHIM等人[56]也报道了晶粒柱状生长不利于界面能的形成。

3 调控

3.1 界面强化

强化剂（界面活性剂、增粘剂或耐热剂等）可以改善复合材料的界面结合强度、抗氧化性能和热稳定性。强化剂的形状可以是颗粒状、纤维状或片状等，填料的形状和尺寸可以优化复合材料的力学性能和界面结合强度。

颗粒强化材料通常由金属基体和颗粒填料组成，颗粒可以是陶瓷、金属、金属氧化物等[57]。较大的颗粒（>1 μm）促进位错的累积，增加新晶粒形成的析出点位，较小的颗粒则阻碍了析出点位的形成，通过阻碍晶界移动和位错迁移来防止再结晶[58]。常见的Si颗粒可以在熔体中充分分散，并在固化过程中促进Mg/Al复合材料中晶粒的形成和细化，复合材料性能的增强可归因于颗粒的承载作用、晶界强化、位错强化和弥散强化[59]。并且Si和Mg、Al单独反应时的反应性不高，但同时存在时，它们能够形成稳定的Si-Mg-Al中间相，这种中间相可以有效地强化Mg/Al复合材料[60]。

纤维强化相可以是有机纤维（如碳纤维、玻璃纤维）或无机纤维（如陶瓷纤维、金属纤维）。纤维本身具有很高的强度和模量，能够提供优异的拉伸和抗压性能，可以改善复合材料的韧性，延缓裂纹扩展和破坏的发生[61]。纤维作为中间层时，在复合界面中可以形成一些纤维状的晶体，这些晶体可以提高复合材料的刚度和耐磨损能力[62]。

3.2 细化晶粒

晶粒细化机制可归因于溶质和非均质相形核的共同作用，例如Ca在Mg熔体中具有很高的生长限制因子，导致晶型过冷，促进了新晶粒的形核[63]。普遍认为影响晶粒细化的两个主导因素是：能够快速产生足够过冷度的溶质和具有相关的高成核效力的异质成核颗粒[64]。常见的细化方式可通过热处理、添加合金元素、变形处理和控制冶金工艺参数等方法调控Mg/Al复合材料复合层的晶粒尺寸。

添加合金元素、稀土（RE）元素或调整元素的含量可以改变晶粒的生长速率和晶粒尺寸[65]。添加微量的合金元素，如：Zr、Nb等，可以提高材料的晶界能量，还可以改变材料的热力学条件从而促进晶界迁移和晶粒细化[66]。例如，添加Li元素，可以减缓晶粒的生长速率，从而细化晶粒[67]。添加固溶元素，如Al、Zn等，可以减缓原始晶粒的生长速率[64]，从而细化晶粒。Hengbin Liao[68]通过晶体错位计算表明α-Mg和$MgAl_2O_4$之间有良好的匹配和取向关系（ORs），可作为α-Mg晶粒的异质成核基体，在加入2wt.%的$MgAl_2O_4$粉末后，Mg-3Al合金的晶粒尺寸达到最小。

还可以通过快速冷却或淬火来细化晶粒[66]。其他常用的热处理工艺包括时效处理、退火和再结晶等，也可以影响晶粒尺寸的演变。有报道[69]称，退火时施加压力可以降低反应层厚度，显著细化柱状γ晶粒并使β晶粒呈等轴状。

3.3 脆性相调控

添加与Al、Mg基体之间会发生化学反应的其他相元素，在复合界面生成有益的多元化合物，从而对复合界面进行调控，主要通过添加适量的中间相元素，如Mn、Ni、Ti、Zn、Cu等，可以形成Mg/Al复合材料中的中间相，增加界面区域的结合强度和稳定性。常见中间相元素及其化合物如表5所示。

强化金属相有Zn、Ni、Ti、Cu等[76]。Zn常用于Mg/Al复合界面的中间层，可以与Al和Mg形成固溶体，在复合界面形成多元系合金。向合金中加入低含

表5 基体强化生成化合物种类分析表
Table 5 Analysis table of the types of compounds generated by matrix strengthening

基体材料	强化元素	常见化合物	化合物性质/室温	文献
Al	Ti	Al_3Ti	脆性相	[70]
		AlTi	脆性相	
	Li	AlLi	塑性相	[71]
		Al_3Li	塑性相	
	Cu	Al_2Cu	脆性相	[70]
		AlCu	脆性相	
		Al_3Cu	脆性相	
	Mn	Al_3Mn	脆性相	[72]
		$Al11Mn_4$	脆性相	
Mg	Zn	$MgZn_2$	脆性相	[73]
		MgZn	脆性相	
	Ti	Mg_2Ti	脆性相	[74]
		MgTi	塑性相	
	Nb	Mg_3Nb_2	脆性相	[75]
		$MgNb_2$	脆性相	

量的Cu，可将粗化的晶粒转变为板条状，形成Al-Cu-Mg-Zn多元合金相；同时Zn还能对Al-Mg-Cu合金进行时效强化。将Al-Cu-Mg-Zn-Cr系轻熵合金作为中间层时，会形成$MgZn_2$、Al_2Cu、$Al_{45}Cr_7$等化合物，常见中间层如表6所示。微量Si可缩小沉淀物的尺寸，增强热稳定性[69]。因此固溶强化和晶界强化对优化Al-Mg复合材料力学性能起主要作用。

表6 Al-Mg复合材料添加中间层后的力学性能表
Table 6 Table of mechanical properties of Al-Mg composites with the addition of intermediate layers

基体材料/（Al-Mg）	中间层	剪切强度/MPa	文献
纯Al-纯Mg	Ag	14.5	[67]
6061-AZ31	Zn	54.91	[77]
	Zn-4Al	86.10	
	Zn-8Al	37.58	
纯Al-纯Mg	Ni	19.5	[78]
	Al+Ni	24.8	
5083-ZK60	Zn	38.5	[79]

还可以通过稀土元素和高熵合金来调控界面[80-81]，Mg-Al系合金中添加0.2wt.%Sm后，Al_8Mn_4Sm可促进Mg-Al合金中的非均相成核，使α-Mg和β-$Mg_{17}Al_{12}$得到细化。如图7所示[64]，Mg晶粒尺寸从217 μm ± 15 μm减小到170 μm ± 10 μm。部分研究[82]发现与不含Er元素的Al-Mg复合板相比，Er的植入可以增强Al-Mg复合板的界面剥离强度。添加Nd元素，可在Al/Mg复合界面处形成稀土析出相，细化共晶结构和初生的$Mg_{17}Al_{12}$枝晶[83]。

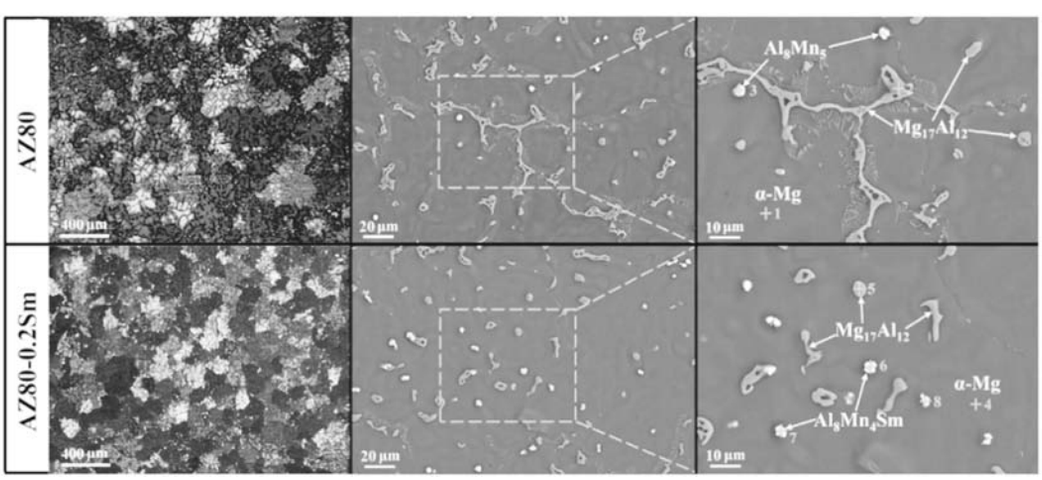


图7 添加合金元素Sm对Mg/Al复合界面影响的SEM图
Fig. 7 SEM image of the effect of adding the alloying element Sm on the Mg/Al composite interface

4 总结与展望

（1）铸造参数对结合质量的影响主要与扩散层的形成和演变有关。在以往的研究中，多为Al液浇铸Mg合金制备，其中浇注温度多在700 ℃ ± 50 ℃且选用快速冷却。但是在铸造参数（温度、冷却方式、浇注速度、后处理等）对复合材料的影响方面缺少系统研究。

（2）除常规铸造技术外，提出了一些特殊的铸造技术来制备异种金属复合材料，例如压力铸造、离心铸造、消失模铸造以及复合铸造等。由于高温状态下表面污染严重，因此真空铸造是一个不错的选择，实际生产中还需要根据工况，实现大规模制备。

（3）对于复合材料，扩散层一直是研究重点，界面结合强度降低，与反应层形成脆性化合物有主要关系，可以通过控制扩散层晶粒的大小和成分调控减少

扩散层脆性相化合物；细化晶粒则是通过晶界强化来强化复合界面。

（4）改善复合层的性能一直是研究学者所追求的，可以开发合适的Mg-Al多元合金相，取代生成Mg-Al脆性相化合物。添加适当的元素（如Zn、Cu、Ni、Ag等）可针对性地改善复合材料的力学性能。使用延展性化合物代替脆性相化合物以提高结合强度；可以用不同的方式添加其他元素，例如表面处理、添加中间层、粉末颗粒强化等。

（5）应将制备工艺、复合材料和力学性能等建立关系，使其具有整体性，从每个环节对复合材料进行调控，实现可逆性。不仅要从制备复合材料检测其力学性能，还要能根据所需的力学性能反推复合材料的制备工艺，目前第一性原理是解决这一问题的重要手段。

参考文献：

[1] 胡汉起. 金属凝固原理 [M]. 北京：机械工业出版社，2000.

[2] 陈玉娥，仲红刚，张申，等. 双金属复合材料铸造成形工艺综述 [J]. 铸造，2021，70（6）：646–650.

[3] CELOTTO A，SANDNES L，GRONG Ø，et al. Cold butt welding of dissimilar aluminum alloys：characterization and interface bonding conditions [J/OL]. Materials Science and Engineering A，2024，897：146279.

[4] 李莎，贾燚，刘欣阳，等. 层状镁/铝复合板轧制工艺研究进展 [J]. 精密成形工程，2021，13（6）：1–11.

[5] 江连运，马琦琦，薛志伟，等. 蛇形轧制复合成形镁/铝板材的弯曲曲率研究 [J]. 塑性工程学报，2023，30（3）：46–52.

[6] 张保丰，冀士豪，彭博文. 层状镁/铝合金复合板制备技术研究进展 [J]. 黄河科技学院学报，2023，25（2）：6–10.

[7] 刘腾. 固液复合制备铝/铝，铜/铝双金属复合材料及其组织性能研究 [D]. 上海：上海交通大学，2016.

[8] SARVARI M，DIVANDARI M，SAGHAFAN H，et al. Effect of melt-to-solid volume ratio and preheating temperature on Mg/Al bimetals interface by centrifugal casting [J]. China Foundry，2023，20（3）：234–240.

[9] UMAR B M，李莎，刘志栋，等. 热轧镁/铝复合板的组织演变与拉伸性能研究 [J]. 热加工工艺，2023，52（14）：71–75.

[10] 吴洋. 利用挤压制备镁/铝合金复合板材的组织与性能研究 [D]. 重庆：重庆大学，2016.

[11] 陈志青. 镁/铝爆炸焊复合板热加工过程中结合界面研究 [D]. 太原：太原理工大学，2019.

[12] 占小奇. 镁/铝双金属液固复合界面组织结构和性能研究 [D]. 合肥：合肥工业大学，2016.

[13] 张浩. AM60/6061Al液固复合工艺及界面组织性能研究 [D]. 合肥：合肥工业大学，2012.

[14] UHER C. Thermal conductivity of metals [M]// TRITT T M. Thermal conductivity theory，properties and applications. New York：Kluwer Academic/Plenum Publishers，2004.

[15] 刘和，郑登慧. 稀土对20Mn钢连续冷却相变和显微组织的影响 [J]. 兵器材料科学与工程，1992，15（3）：8–13.

[16] 左睿昊，景栋，孟令刚，等. 铝镁微叠层复合材料制备与组织性能研究 [J]. 特种铸造及有色合金，2022，42（8）：1027–1032.

[17] 江再良，樊自田，蒋文明，等. 消失模铸造液-液复合Al/Mg双合金界面特征研究 [J]. 特种铸造及有色合金，2018，38（6）：632–636.

[18] 李达，李健，冯波，等. 钛网添加对镁/铝复合板微观组织和力学性能影响研究 [J]. 精密成形工程，2024，16（4）：61–70.

[19] BAE J H，RAO A K P，KIM K H，et al. Cladding of Mg alloy with Al by twin-roll casting [J]. Scripta Materialia，2011，64（9）：836–839.

[20] DING Z G，HOU S H，CHEN S，et al. Effects of Cu content on microstructure and mechanical properties of rheo-diecasting Al-6Zn-2Mg-*x*Cu alloys [J]. China Foundry，2022，19（4）：321–326.

[21] 陈东，叶丹，刘琛，等. 固液浇注法铸铝/镁铸锭复合材料界面层研究 [J]. 铸造设备与工艺，2023（5）：22–25.

[22] 杨世杰. 固-液铸轧AZ31B/A356复合板微观组织及力学性能研究 [D]. 兰州：兰州理工大学，2019.

[23] ZENG X Y，WANG Y X，LI X Q，et al. Effect of inert gas-shielding on the interface and mechanical properties of Mg/Al explosive welding composite plate [J]. Journal of Manufacturing Processes，2019，45（9）：166–175.

[24] 杨世杰，李元东，曹驰，等. A356覆层温度对AZ31/A356轧制复合板界面组织及力学性能的影响 [J]. 材料导报，2019，33（14）：2397–2402.

[25] HAN Xue，CHEN Tijun，ZHANG Xuezheng，et al. Effect of mixing temperature on microstructure of an Al-Si alloy prepared by controlled diffusion solidification [J]. China Foundry，2023，20（3）：241–252.

[26] 袁婷，曾朝伟，孙振威，等. 镁/铝双金属复合材料成形工艺的研究进展及影响结合层的因素 [J]. 精密成形工程，2023，15（8）：53–64.

[27] CHENG K，SUN J，XU H，et al. On the temperature-dependent diffusion growth of-Mg5Al2Zn2 ternary intermetallic compound in the Mg-Al-Zn system [J]. Journal of Materials Science，2021，56（4）：3488–3497.

[28] KOUADRI-BOUDJELTHIA A，IMAD A，BOUABDALLAH A，et al. Analysis of the effect of temperature on the creep parameters of composite material [J]. Materials & Design，2009，30（5）：1569–1574.

[29] 叶中飞，吕中宾，卢明，等. 固-液复合铸造铝/铜双金属复合材料组织及性能研究 [J]. 铸造技术，2022，43（3）：176–179.

[30] 叶泽涛，李悦，马龙飞，等. 液氮冷却对TC4钛合金激光焊接微观组织，残余应力与变形的影响 [J]. 电焊机，2023，53（7）：60–66.

[31] 郑小平，谢文杰，苏雪，等. 不同冷却速率对镁/铝复合铸锭界面组织形态的影响 [J/OL]. 热加工工艺，2022-07-22：1–4.

[32] KHERADMAND A B，TAYEBI M，AKBARI M M，et al. Effect of quench-controlled precipitation hardening on microstructure and

mechanical properties of Al-Zn-Mg-Cu-Zr alloys contain of Sc micro-alloying [J/OL]. Journal of Alloys and Compounds，2022，902：163748.
[33] 秦勤，叶陈龙，谢璐，等. 非均匀温度场下枝晶生长状态 [J]. 稀有金属材料与工程，2022，51（10）：3707–3715.
[34] 吴圆丽，林潇丽. 高效熔体处理对电容器用铝材力学性能的影响 [J]. 机电技术，2020（6）：52–55.
[35] 谢东原，周全，陈舸，等. 超声高温熔体处理对Mg-Gd-Y-Zr合金晶粒及力学性能的影响 [J]. 上海航天（中英文），2023，40（1）：150–155.
[36] 吴国华，童鑫，眭怀明，等. 镁稀土合金熔体处理研究现状与展望 [J]. 铸造，2021，70（1）：2–14.
[37] 张宇，谢方亮，吴楠，等. 熔体处理工艺对6005A铝合金铸锭质量的影响 [J]. 铝加工，2020（2）：43–46.
[38] WANG Jiali，MA Wei，XIN Gang，et al. Preparation of dense modified nanosilica superhydrophilic coatings on aluminum alloy surfaces by adjusting amino groups [J]. Ceramics International，2023，49（10）：16123–16136.
[39] GUO W，BIAN W，XUE H，et al. Promoting wetting of Mg on the SiC surfaces by addition of Al，Zn and Zr elements：a study via first-principle calculations [J]. Journal of Magnesium and Alloys，2022，10（6）：1663–1671.
[40] KANG J H，PARK J，SONG K，et al. Microstructure analyses and phase-field simulation of partially divorced eutectic solidification in hypoeutectic Mg-Al Alloys [J]. Journal of Magnesium and Alloys，2022，10（6）：1672–1679.
[41] CZERWINSKI J F. Progress in twin roll casting of magnesium alloys：a review [J]. Journal of Magnesium Alloys，2021，9（2）：362–391.
[42] 马誉，王栓强，雷航宇，等. 退火工艺对镁/铝复合板材力学性能的影响 [J]. 热加工工艺，2024（16）：53–55.
[43] 杨金亮. 铝镁复合板制备工艺与性能研究 [D]. 哈尔滨：哈尔滨工程大学，2016.
[44] XIAO L，WANG N. Growth behavior of intermetallic compounds during reactive diffusion between aluminum alloy 1060 and magnesium at 573–673 K [J]. Journal of Nuclear Materials，2015，456：389–397.
[45] YAMADA T，MIURA K，KAJIHARA M，et al. Kinetics of reactive diffusion between Au and Sn during annealing at solid-state temperatures [J]. Materials Science and Engineering A，2005，390（1–2）：118–126.
[46] 刘琛，朱永长，叶丹，等. Mg/Al复合材料制备工艺的研究与展望 [J]. 广东化工，2023，50（18）：75–76.
[47] LIU T，SONG B，HUANG G，et al. Preparation，structure and properties of Mg/Al laminated metal composites fabricated by roll-bonding，a review [J]. Journal of Magnesium Alloys，2022，10（8）：2062–2093.
[48] 李莎，楚志兵，桂海莲，等. 退火态CFR镁/铝复合板界面形貌与力学性能研究 [J]. 塑性工程学报，2024，31（3）：144–156.
[49] FUNAMIZU Y，WATANABE K. Interdiffusion in the Al-Cu System [J]. Transactions of the Japan Institute of Metals，1971，12（3）：147–152.
[50] MACWAN A，JIANG X Q，LI C，et al. Effect of annealing on interface microstructures and tensile properties of rolled Al/Mg/Al tri-layer clad sheets [J]. Materials Science & Engineering A，2013，587（12）：344–351.
[51] 王东亚. 镁/铝爆炸复合板轧制工艺及界面行为研究 [D]. 太原：太原理工大学，2017.
[52] 刘彦峰，代卫丽，王静，等. 镁/铝双金属固液复合界面的研究 [J]. 兵器材料科学与工程，2018，41（5）：31–35.
[53] ZHANG J，MA L，CAI Z，et al. Effect of annealing on the microstructure and mechanical anisotropy of Mg/Al composite plate [J/OL]. Journal of Magnesium and Alloys，2024：S2213956724000070.
[54] 彭鹏，汤爱涛，佘加，等. 超细晶镁合金的研究现状及展望 [J]. 材料导报，2019，33（9）：1526–1534.
[55] KIM J S，LEE K S，KWON Y N，et al. Improvement of interfacial bonding strength in roll-bonded Mg/Al clad sheets through annealing and secondary rolling process [J]. Materials Science & Engineering A，2015，628（3）：1–10.
[56] HASHIM A N，SALLEH M A A M. Spontaneous tin（Sn）whisker growth from electroplated tin and lead-free tin alloys coatings：a short review [J]. Solid State Phenomena，2018，280：151–156.
[57] 陈刚，贾澎，陈强. 固液复合成形铝镁双金属件平直界面的精确控制 [J]. 锻压技术，2021，46（9）：245–253.
[58] WANG P，CHEN Z，HUANG H，et al. Fabrication of Ti/Al/Mg laminated composites by hot roll bonding and their microstructures and mechanical properties [J]. Chinese J. Aeronaut，2021，34（8）：192–201.
[59] WANG C，XIN R，LI D，et al. Enhancing the age-hardening response of rolled AZ80 alloy by pre-twinning deformation [J]. Materials Science and Engineering A，2017，680（1）：152–156.
[60] 章环，孙佳瑞，杨建斌，等. 通过低压渗透法制备SiC长纤维强化Al基合金的复合材料及其弯曲强度的研究 [J]. 机械工程师，2020（1）：12–14.
[61] MIAO D，ZHAO J，CAI X，et al. Improvement in the mechanical properties of as-rapidly solidified Al-Zn-Mg-Cu alloys with Zr addition before and after aging [J]. Materials Letters，2023，337：133879.
[62] 朱庆宣，刘旭东，王兴安，等. 玻璃纤维强化Ti/Al_3Ti层状复合材料的方法与性能研究 [J]. 材料研究与应用，2023，17（2）：317–322.
[63] 蒋文明. 消失模铸造液-固复合镁/铝双金属铸件制备技术 [C]// 中国机械工程学会铸造分会，2019中国铸造活动周论文集，2019.
[64] JUN Chenche，LI Meixua，YU Zhiyang，et al. Simultaneous refinement of α-Mg grains and β-Mg17Al12 in Mg-Al based alloys via heterogeneous nucleation on Al8Mn4Sm [J]. Journal of Magnesium and Alloys，2023，11（1）：348–360.
[65] 庄志国，丁云龙，张恩诚，等. Mg1/Al1060真空扩散焊接头微观组织演变及性能分析 [J]. 焊接学报，2024，45（3）：99–106+134–135.
[66] 刘宗昌，阎俊萍，杨植玑，等. 混合稀土对中碳锰钒钢连续冷却转变的影响 [J]. 金属热处理学报，1987（2）：85–90.

[67] WANG Y，LUO G，LI L，et al. Formation of intermetallic compounds in Mg-Ag-Al joints during diffusion bonding [J]. Journal of Materials Science，2014，49（7）：7298–7308.
[68] LIAO H，ZHAN M，LI C，et al. Grain refinement of Mg-Al alloys inoculated by $MgAl_2O_4$ powder [J]. Journal of Magnesium and Alloys，2020，9（4）：1211–1219.
[69] Y N，KWON，Y S，et al. Influence of secondary warm rolling on the interface microstructure and mechanical properties of a roll-bonded three-ply Al/Mg/Al sheet [J]. Materials Science & Engineering A Structural Materials Properties Misrostructure & Processing，2014，606（6）：205–213.
[70] 曾广凯，崔君阁，王雨辰，等. Al_3Ti/Al-Si-Cu-V-Zr合金复合材料显微组织及拉伸性能 [J]. 材料导报，2022，36（8）：152–156.
[71] XUE Y，ZHANG Z，LU G，et al. Study on flow stress model and processing map of homogenized Mg-Gd-Y-Zn-Zr alloy during thermomechanical processes [J]. Journal of Materials Engineering and Performance，2015，24（2）：964–971.
[72] 张志玮. 稀土Ho对镁铝锌合金的综合改性研究 [D]. 太原：太原理工大学，2012.
[73] 张添植，刘洋赈，符青云，等. 试验和密度泛函理论相结合研究Mg-Zn合金析出相的结构、力学和电子特性（英文）[C]// 中国有色金属学会论文集，2023.
[74] 王昊. Y、Mg对铸造铝合金Al-5Si-5.3Cu-Sr-Zr-Ti组织性能的调控 [D]. 镇江：江苏大学，2022.
[75] 姜锋，陈小波，陈蒙，等. 高强高导Cu-Cr-Zr系合金纳米析出相及其作用机理的研究进展 [J]. 材料导报，2009，23（1）：72–76.
[76] 蒋淑英，李世春. Ni-Al系金属间化合物价电子结构与性能分析 [J]. 材料导报，2010，24（18）：72–75.
[77] LIU L M，ZHAO L M，XU R Z. Effect of interlayer composition on the microstructure and strength of diffusion bonded Mg/Al joint [J]. Materials & Design，2009，30（10）：4548–4551.
[78] ZHANG Jian，LUO G，WANG Yiyu，et al. Effect of Al thin film and Ni foil interlayer on diffusion bonded Mg–Al dissimilar joints [J]. Journal of Alloys and Compounds，2013，556（4）：139–142.
[79] GUO Yangyang，QUAN Gaofeng，REN Lingbao，et al. Effect of Zn interlayer thickness on the microstructure and mechanical properties of two-step diffusion bonded joint of ZK60Mg and 5083Al [J]. Vacuum，2019，161（3）：353–360.
[80] 李德江，姚繁锦，曾小勤，等. 含高丰度稀土元素的镁合金研究进展 [J]. 特种铸造及有色合金，2023，43（8）：1009–1020.
[81] CHENG J，ZHAO J H，WANG C，et al. Effect of HEA/Al composite interlayer on microstructure and mechanical property of Ti/Mg bimetal composite by solid-liquid compound casting [J]. China Foundry，2023，20（1）：1–11.
[82] DEWANGAN S K，TRIPATHI M K，MANOJ M K. Material flow behavior and mechanical properties of dissimilar friction stir welded Al 7075 and Mg AZ31 alloys using Cd interlayer [J]. Metals and Materials International，2021（6）：1–15.
[83] WANG Y，LUO G ，ZHANG J，et al. Effect of silver interlayer on microstructure and mechanical properties of diffusion-bonded Mg-Al joints [J]. Journal of Alloys & Compounds，2012，541（11）：458–461.

Research Progresses of Cast Mg/Al Composite Process Parameters and Composite Interface

SUN Qing-zhu
(Vanadium and Titanium Institute of Panzhihua College, Panzhihua 617000, Sichuan, China)

Abstract:
Mg/Al composites are widely used in automotive, aerospace and electronic equipment. Compared with the rolling process for preparing composite plates, the casting method can be used to prepare complex composite components, and has the advantages of low cost and high production efficiency. However, the microstructures of Mg/Al composites prepared by casting process is difficult to control and the interface bonding strength is relatively low, limiting the material performances. The factors affecting the properties of the composite include casting process, interface treatment and diffusion layer structure. At present, composites are strengthened mainly by controlling grain size, interface strengthening and interface reaction. In this paper, the effects of the process parameters on the interface of Mg/Al composites prepared by casting process are reviewed, including diffusion layer thickness , the grain size and so on. Finally, proposed author′s opinions in this dierction.

Key words:
Mg/Al composites; casting; process parameters; diffusion layer

（编辑：刘东辉，ldh@foundryworld.com）