



AZ91D/6061 双金属复合界面的相组成及热力学

郑小平¹, 苏雪¹, 李红斌¹, 姜龙¹, 田亚强¹, 陈连生¹, 袁媛²

(1. 华北理工大学 冶金与能源学院, 唐山 063210;

2. 重庆大学 材料科学与工程学院, 重庆 400044)

摘要: 利用固/液复合法将液态 6061 铝合金熔体包覆 AZ91D 镁合金半固态坯料, 制备出 AZ91D/6061 双金属复合铸锭, 分析了不同外熔体温度对界面显微组织的影响, 研究了界面相的形成、元素扩散及其热力学与动力学。结果表明: 复合界面主要分为三个区域, 其相组成主要有 $\text{Al}_{12}\text{Mg}_{17}$ 和 Al_3Mg_2 两相; 通过计算两相的热力学和动力学参数可知, 由于 $\text{Al}_{12}\text{Mg}_{17}$ 相所需的活化能比 Al_3Mg_2 相的低, 所以 $\text{Al}_{12}\text{Mg}_{17}$ 优先于 Al_3Mg_2 生成。另外, 界面反应扩散层是由界面反应和扩散反应协同控制完成。

关键词: 双金属复合材料; 复合界面; 原子扩散; 热力学; 动力学; 显微组织

文章编号: 1004-0609(2022)-05-1302-08

中图分类号: TG47

文献标志码: A

引文格式: 郑小平, 苏雪, 李红斌, 等. AZ91D/6061 双金属复合界面的相组成及热力学[J]. 中国有色金属学报, 2022, 32(5): 1302–1309. DOI: 10.11817/j.ysxb.1004.0609.2022-36381

ZHENG Xiao-ping, SU Xue, LI Hong-bin, et al. Phase composition and thermodynamics of AZ91D/6061 bimetallic composite interface[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2022, 32(5): 1302–1309. DOI: 10.11817/j.ysxb.1004.0609.2022-36381

双金属复合材料因具有强化基体、改善综合性能、扩大材料应用范围、满足恶劣条件下服役等独特优势, 在船舶、石油化工、核工业、航空航天等领域应用的比例越来越高, 也受到越来越多材料研究人员的关注。目前, 双金属复合材料研究的主要关注点为成形工艺、复合界面、组织与性能等^[1-4], 其中, 复合界面的原子扩散、相组成是重点关注的研究内容, 也是改善、提升双金属复合材料综合性能的理论与技术关键。研究原子扩散、相生成的热力学与动力学, 有利于缩短试验流程、优化试验结果、指导工艺与理论研究, 特别是结合试验研究后, 对于深层次的行为、模型、机制、机理等规律

或理论的形成, 具有十分重要的意义。但是, 这方面的研究主要集中于单一合金或熔体, 孙伟华^[5]将 Al 合金热力学数据库和 Grulliver-Scheil 模型结合预测了 B319.1 铝合金的凝固路径; MIETTINEN^[6]对 Cu 合金进行研究, 提出 CASBOA 模型; CRESPO 等^[7]通过枝晶生长动力学的模拟, 研究了动力学参数之间的相互依赖关系, 得到了三维扩散控制生长模型; 于新新^[8]利用 Scheil 模型研究了 R-SQC 的凝固路径和相组成。而在双金属复合材料界面原子扩散、相组成的热力学与动力学方面研究甚少, 该方面的研究, 对于双金属复合材料复合界面的成分、组织、工艺与性能的优化设计与机理研究, 有着极

基金项目: 国家自然科学基金资助项目(51474091); 河北省自然科学基金资助项目(E2017209121); 河北省高等学校科学技术研究项目(ZD2018242)

收稿日期: 2019-03-01; **修订日期:** 2022-03-20

通信作者: 陈连生, 教授, 博士; 电话: 0315-8805221; E-mail: kyckfk@ncst.edu.cn

大的促进作用。因此,研究双金属复合材料界面原子扩散、相生成的热力学与动力学,具有十分重要的理论与实际意义。

本文作者在研究固/液复合铸造AZ91D/6061双金属复合铸锭的界面组织时,重点研究了不同外熔体温度条件下复合界面原子扩散、相组成的热力学与动力学。

1 实验

1.1 试验材料

双金属复合铸锭的内层和外层分别选择AZ91D镁合金、6061铝合金。另外,为了增加复合材料的强度,将内层AZ91D镁合金的显微组织设计为半固态显微组织,其半固态坯料通过SIMA法制得^[9],主要工艺流程为:利用 d 170 mm \times 200 mm型二辊轧机对尺寸为130 mm \times 60 mm \times 30 mm的AZ91D镁合金进行累积轧制,轧制温度为25 $^{\circ}\text{C}$,压下率为8.6%,将轧制后的镁合金车削加工成尺寸为 d 22 mm \times 65 mm的试样,在KEW-5-12A型箱式电阻炉进行半固态处理,其中等温温度为550 $^{\circ}\text{C}$,保温时间为30 min,并加入硫粉进行保护,然后水淬,最终可达到AZ91D半固态镁合金。

1.2 研究方法

固/液复合工艺过程为:将经表面处理后的AZ91D镁合金半固态坯料固定于特制坩埚底部的中心处,然后分别将外熔体温度为740 $^{\circ}\text{C}$ 、780 $^{\circ}\text{C}$

和820 $^{\circ}\text{C}$ 的6061铝合金熔体浇入坩埚中,并快速水冷,冷却水温度为25 $^{\circ}\text{C}$,凝固后制得界面组织特征为半固态显微组织/枝晶组织的AZ91D/6061双金属复合铸锭。

对复合铸锭横截面进行0.5%HF(体积分数)水溶液的浸蚀,并在DM6M莱卡金相显微镜上进行复合界面显微组织观察,并在JXA-8230电子探针上进行界面成分分析。热力学与动力学方面,主要利用Thermo-Calc软件结合相应原理对界面相组成进行分析计算,其中,主要通过Thermo-Calc的TC模块进行模拟,得出合金中各相吉布斯自由能等热力学参数;采用Scheil模型进行凝固过程中的模拟,凝固初始温度设为800 $^{\circ}\text{C}$,得出凝固过程中各相的析出情况,从而得出6061/AZ91D复合过程中的相生成次序等。

2 实验结果

2.1 复合界面的显微组织与成分分析

对外熔体温度为740 $^{\circ}\text{C}$ 、780 $^{\circ}\text{C}$ 和820 $^{\circ}\text{C}$ 制备的AZ91D/6061双金属复合铸锭进行显微组织观察,其结果如图1所示。内层AZ91D镁合金的半固态显微组织保持良好,没有发生明显的枝晶化趋势,只是液相率显著降低,固相颗粒粗化明显,界面附近的半固态固相颗粒有枝晶化趋势。另外,三个外熔体温度条件下的铸锭复合界面均具有一定厚度的扩散层,扩散层有明显的区域划分,分别标记为I、II、III区;而且这三个扩散区域的厚度随着

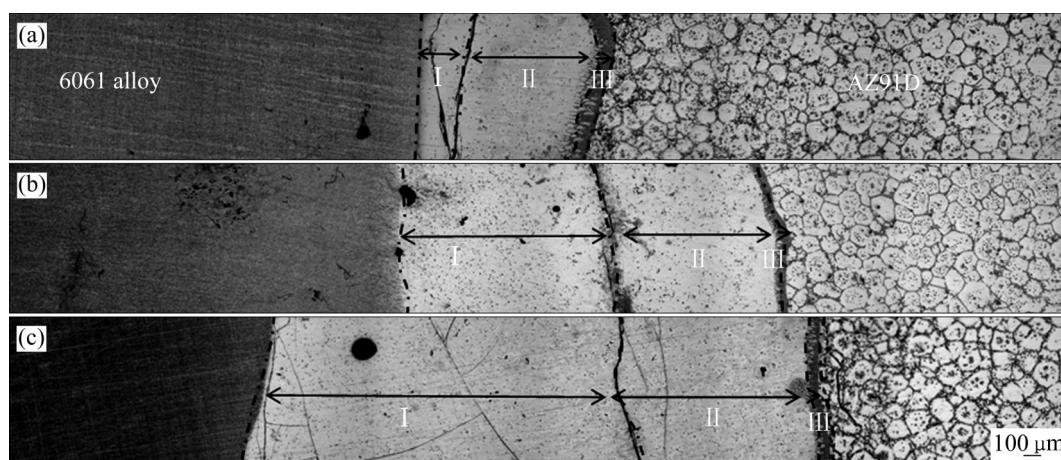


图1 不同外熔体温度下AZ91D/6061双金属复合铸锭的界面显微组织

Fig. 1 Interfacial microstructures of AZ91D/6061 bimetallic composite ingots at different temperatures: (a) 740 $^{\circ}\text{C}$; (b) 780 $^{\circ}\text{C}$; (c) 820 $^{\circ}\text{C}$

外熔体温度的升高而增大。这就表明,外熔体温度对界面组织及扩散层的形成有着较大的影响:一方面,外熔体温度的升高可加剧界面处两种金属的熔合效应,原子扩散程度剧烈;另一方面,外熔体温度的升高,致使界面处新相的生成能力增强,新相体积分数增大。

为了分析复合界面处I、II、III区的相组成,采用XRD测定了740℃、780℃、820℃时AZ91D/6061复合界面处的成分,以820℃时的XRD谱和显微组织结果为例进行说明(见图2)。由图2可以看出,在820℃界面层中都包含 Al_3Mg_2 、 $\text{Al}_{12}\text{Mg}_{17}$ 和 Mg_2Si 等金属间化合物。结合从6061到界面层的WDS点扫结果,并对其进行定量分析可得出I、II区Al、Mg元素的摩尔比都分别接近 Al_3Mg_2 相、 $\text{Al}_{12}\text{Mg}_{17}$ 相的化学计量数之比,如表1所示,并与界面II、III区的显微组织相结合,III区中相的形态主要为棒状,结合基体相分析,为共晶组织 $\delta\text{-Mg}+\text{Al}_{12}\text{Mg}_{17}$,与AZ91D中半固态组织中的液相成分一致。由此可知,I区的基体相为 Al_3Mg_2 ,II区的基体相为 $\text{Al}_{12}\text{Mg}_{17}$,III区的基体相为共晶组织 $\delta\text{-Mg}+\text{Al}_{12}\text{Mg}_{17}$ 。

这是由于在外熔体6061铝合金的高温作用下,

内层AZ91D镁合金半固态坯料的表层发生部分熔化,导致镁合金组织半枝晶化^[10-11],此时两种合金的元素在流场、温度场的作用下高速扩散。一方面,根据图3(a)中的Thermo-Calc热力学模块得出AZ91D的凝固曲线,可以看出AZ91D中并没有 Al_3Mg_2 相的生成,而 Al_3Mg_2 相的生成是由于镁合金的Mg原子在熔体对流的作用下运动到铝合金中,与Al原子生成 Al_3Mg_2 相,并快速凝固形成近镁侧的I区;另一方面,根据图3(b)中的Thermo-Calc热力学模块得出6061铝合金的凝固曲线,可以看出6061铝合金中并没有 $\text{Al}_{12}\text{Mg}_{17}$ 相的生成,而铝合金的Al原子也在熔体的对流作用下往镁合金方向运动,由于Al原子的扩散速率没有Mg原子的大,因此,大部分扩散的Al原子与Mg原子快速凝固生成 $\text{Al}_{12}\text{Mg}_{17}$ 相(即II区);而III区则是由AZ91D镁合金半固态坯料表层熔化后在快速冷却过程中发生共晶反应凝固生成的共晶组织 $\delta\text{-Mg}+\text{Al}_{12}\text{Mg}_{17}$ 。

2.2 复合界面原子扩散与生成相的热力学分析

界面层的性质取决于生成相的类型、形态及厚度,对生成相的生长机制进行研究也是至关重要的^[12],不仅能得出各个相的生成原因及生成次序,

表1 界面I、II、III区域Al、Mg元素的成分分析

Table 1 Composition analysis of Al and Mg elements at interfaces I, II, III

Interface	$x(\text{Al})/\%$	$x(\text{Mg})/\%$	$x(\text{Al})/x(\text{Mg})$	Inference component
I	61.942	37.5875	1.647941	Al_3Mg_2
II	50.5678	67.8087	0.745742	$\text{Al}_{12}\text{Mg}_{17}$
III	35.8602	63.0401	0.568847	$\text{Al}_{12}\text{Mg}_{17}+\delta\text{-Mg}$

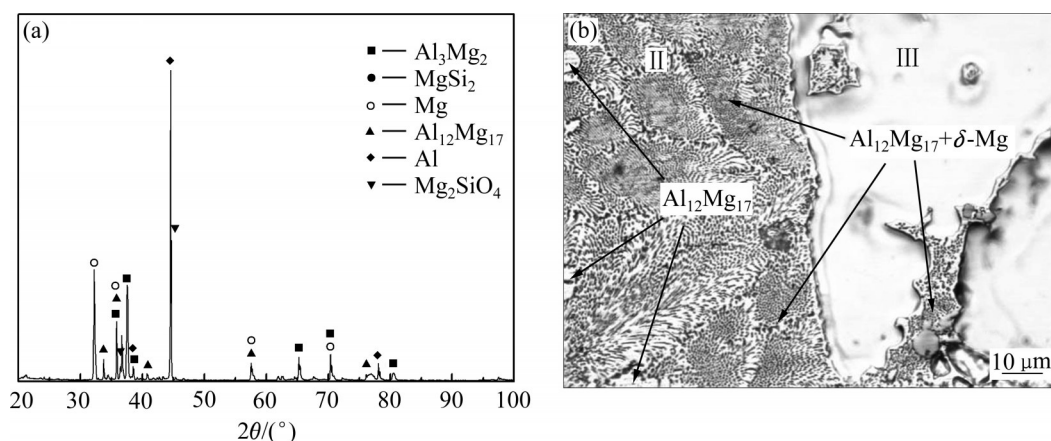


图2 820℃时AZ91D/6061合金界面层的XRD谱及II、III区的金相组织

Fig. 2 XRD pattern of interface layer of AZ91D/6061 alloy(a) and OM image of areas II and III(b) at 820 °C

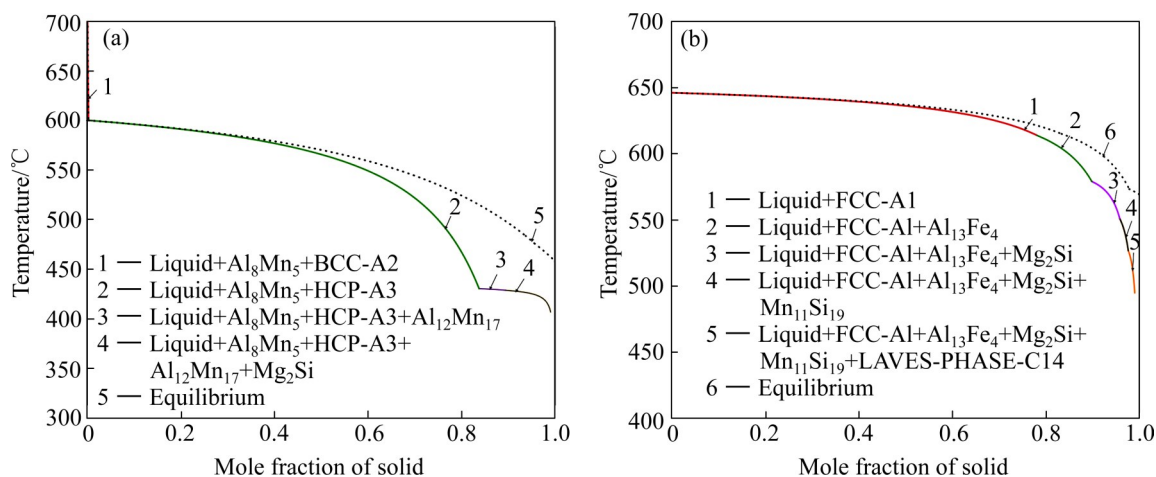


图3 AZ91D 镁合金和 6061 铝合金中固相摩尔分数与温度的关系

Fig. 3 Relationships between solid phase mole fraction and temperature in AZ91D and 6061 Al alloys: (a) AZ91D; (b) 6061 Al alloy

还能够实现对扩散层性质的进一步控制, 从而为性能的提高提供指导性建议。由复合界面显微组织分析可知, 界面反应和元素扩散形成了含有 Al_3Mg_2 和 $\text{Al}_{12}\text{Mg}_{17}$ 的界面层; 为了确定界面 I、II 区中基体相的生成次序, 借助 Thermo-Calc 软件进行热力学计算, 获得 Mg、Al 元素简单混合物中 Al_3Mg_2 相、 $\text{Al}_{12}\text{Mg}_{17}$ 相的生成化学势, 进而判断出这两相的生成顺序及长大过程。

利用 Thermo-Calc 软件进行热力学计算时, 采用 $w(\text{Mg}):w(\text{Al})$ 为 1:1 的混合物, 分别在 300 °C、380 °C、400 °C、480 °C、500 °C 温度下进行单点平衡计算, 得到不同温度下 Al_3Mg_2 和 $\text{Al}_{12}\text{Mg}_{17}$ 两相生成所需的各元素化学势, 后根据 Gibbs 函数关系式: $\Delta G = \sum_i \mu_i \Delta n_i$, Δn_i 为反应中各组元摩尔数改变量, 计算这两相的吉布斯自由能, 得到不同温度下两相生成自由能对比关系, 如图 4 所示。

由图 4 可知, 在 300~500 °C 内, $w(\text{Mg}):w(\text{Al})$ 为 1:1 的混合物可形成 Al_3Mg_2 和 $\text{Al}_{12}\text{Mg}_{17}$ 两相, 两相化合物生成自由能均随温度升高而降低, 接近线性关系。这就说明, 在此温度范围内, $\text{Al}_{12}\text{Mg}_{17}$ 相的生成自由能差均小于 Al_3Mg_2 相; $\text{Al}_{12}\text{Mg}_{17}$ 具有更好的热稳定性, 受温度影响较小, 更容易生成, 从热力学角度证明了界面相的形核条件与形核次序, 即 $\text{Al}_{12}\text{Mg}_{17}$ 优先于 Al_3Mg_2 生成。

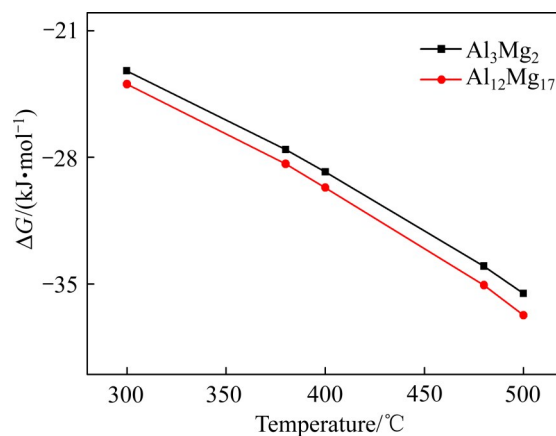


图4 Al_3Mg_2 、 $\text{Al}_{12}\text{Mg}_{17}$ 两相生成吉布斯自由能

Fig. 4 Gibbs free energy of phases Al_3Mg_2 and $\text{Al}_{12}\text{Mg}_{17}$

2.3 复合界面原子扩散与生成相的动力学分析

不同时间内不同外熔体温度下对界面元素扩散具有不同的影响, 对从合金侧到扩散层的元素扩散情况进行动力学分析, 确定扩散层厚度、生长指数、以及扩散常量, 有利于揭示界面结合机制。AZ91D/6061 双金属复合铸锭界面合金相主要为 Al_3Mg_2 和 $\text{Al}_{12}\text{Mg}_{17}$, 对这两种合金相在不同外熔体温度下得到的界面扩散层进行动力学分析, 可得到两相析出规律及界面扩散层形成机制。

界面层与反应时间、反应温度都有很大的关系, 不同的界面层厚度生成相的显微结构都会有很大的不同^[13]。文献[14]和[15]指出, 生成界面相的厚度随时间的变化符合幂函数关系, 可以根据经验

公式计算:

$$\Delta X = K_T t^n \quad (1)$$

对式(1)等号两边取对数可得:

$$\ln \Delta X = n \ln t + \ln K_T \quad (2)$$

式中: ΔX 为温度 T 对应下的界面相的生成厚度; t 为反应时间; K_T 为生长速率常数; n 为扩散层生长指数。当 $n=0.5$ 时, 界面金属间化合物相的生成厚度随时间温度变化为抛物线型, 适用于高温条件; 当 $n=0.25$ 时, 为晶界扩散, 生长速率快, 不适用于高温条件; 当 $n=1$ 时, 呈线性变化, 界面间相的变化由界面反应控制。

本文中外熔体温度为 740~820 °C, 属于单相生长动力学范畴, 故选择 $n=0.5$, 扩散反应层的生长主要由晶格扩散控制, 原子主要沿着晶格进行生长。

借助温度和生成相宽度的函数模型, 进行界面层中基体相 Al_3Mg_2 和 $\text{Al}_{12}\text{Mg}_{17}$ 的动力学计算, 即生长速率常数 K_T 与温度 T 的关系等式 Arrhenius 方程:

$$K_T = K_0 \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad (3)$$

式中: K_0 为扩散常量; Q 为表面活化能; R 为摩尔气体常数 (8.314 J/(K·mol)), 对式(3)两边求对数可得:

$$\ln K_T = \ln K_0 - \frac{Q}{RT} \quad (4)$$

联立公式(2)和公式(4)可得:

$$\ln\left(\frac{\Delta X}{t^n}\right) = \ln K_0 - \frac{Q}{RT} \quad (5)$$

可见, $\ln(\Delta X/t^n)$ 和 $1/T$ 呈线性函数关系, 但这种关系只适用于扩散条件下的生长。结合复合铸锭在不同温度下保温 5 s 后所得数据, 与计算结果相比, 可得到 Al_3Mg_2 相、 $\text{Al}_{12}\text{Mg}_{17}$ 相的宽度随时间变化散点图及拟合曲线, 如图 5 所示。

由图 5 可知, 生成相的宽度与温度呈线性关系, 其中拟合线 Y_1 的斜率为 $-Q_1/R=4911.31611$ 。另外, 由于界面分布的不均匀性, 对界面层宽度的描述采用平均宽度, 其中 $\text{Al}_{12}\text{Mg}_{17}$ 相生成平均宽度 X_{mean} 的表面活化能为 $Q_1=40.833$ kJ/mol。同样可以计算出 $\text{Al}_{12}\text{Mg}_{17}$ 相生成最大宽度 X_{max} 的表面活化能 $Q_2=46.964$ kJ/mol, 以及生成 Al_3Mg_2 相平均宽度 X_1 的表面活化能 $Q=272.57$ kJ/mol。对比可见, 生成 Al_3Mg_2 相所需的活化能远大于生成 $\text{Al}_{12}\text{Mg}_{17}$ 相所需

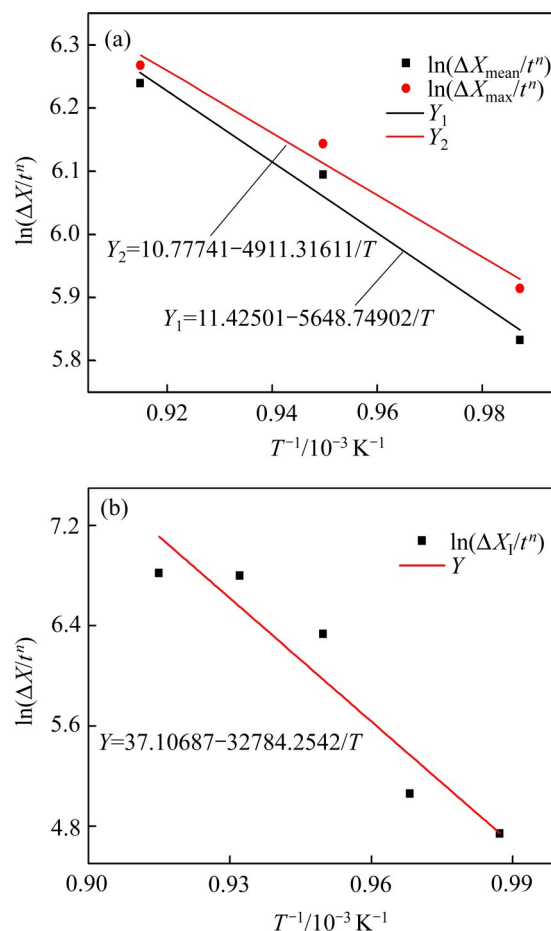


图5 Al_3Mg_2 相与 $\text{Al}_{12}\text{Mg}_{17}$ 相的宽度随时间变化关系
Fig. 5 Relationship between width of Al_3Mg_2 phase(a) and $\text{Al}_{12}\text{Mg}_{17}$ phase(b) with time

活化能, 说明 AZ91D 镁合金半固态坯料与液态 6061 铝合金熔体进行复合铸造时, 界面处优先生成 $\text{Al}_{12}\text{Mg}_{17}$ 相; 而随着外熔体温度的升高, Al_3Mg_2 相才逐渐生成并快速生长; 这与热力学分析结果是一致的。

另外, 根据图 6 中三条曲线的截距, 可得到对应的扩散通量, 分别为 $0.047926 \text{ m/s}^{1/2}$ 、 $0.091584 \text{ m/s}^{1/2}$ 、 $1.3 \times 10^{10} \text{ m/s}^{1/2}$ 。对计算结果进行综合分析后, 可以得出任一温度下 Al_3Mg_2 相与 $\text{Al}_{12}\text{Mg}_{17}$ 相的平均宽度表达式, 分别为:

$$X_{\text{mean}} = 0.091584 \exp[(-56.4874902/T) t^{0.5}] \quad (6)$$

$$X_1 = 1.3 \times 10^{10} \exp[(3278.2542/T) t^{0.5}] \quad (7)$$

3 分析与讨论

随着高温的 6061 铝合金熔体与 AZ91D 镁合金

半固态坯料的接触, 坯料表面温度急剧升高并发生表层熔化, 熔化的镁合金熔体与铝合金熔体相互对流, 并发生反应生成新相, 此时界面发生熔融反应; 而两种合金接触后, 界面处各原子在热激发的情况下, 快速向低浓度区域进行扩散, 扩散达到平衡或停止并生成新相, 此时界面发生扩散反应。如果外熔体温度越高, 界面发生熔融反应与扩散反应的程度越激烈, 甚至可使半固态坯料发生整体重熔、组织枝晶化, 无法达到设计所要求的“半固态显微组织/枝晶组织”分布特征。

基于上述两种界面反应, 作为铝合金、镁合金的基体元素Al、Mg原子, 含量最高, 最容易在界面处生成单相的 Al_3Mg_2 或 $\text{Al}_{12}\text{Mg}_{17}$ 。当两种合金熔合时, 界面处靠近镁合金一侧的熔体, 富含Mg原子, Mg与Al的摩尔比很容易达到17:12, 则优先生成 $\text{Al}_{12}\text{Mg}_{17}$ 相; 界面处靠近铝合金一侧的熔体, 富含Al原子, 由于Mg原子扩散到此处的通量有限, 无法使Mg、Al的摩尔比达到17:12, 因此在高温梯度条件下, 只能生成 Al_3Mg_2 相。

结合显微组织分析以及热力学和动力学的计算可知, 生成 $\text{Al}_{12}\text{Mg}_{17}$ 的自由能均小于 Al_3Mg_2 , 与MURRAY^[16]、CHAN^[17]、KULKARNI等^[18]、肖长源^[19]和杨敬明等^[20]得到的平衡相图一致, Al_3Mg_2 与 $\text{Al}_{12}\text{Mg}_{17}$ 两相可通过共晶反应得到 $L \xrightarrow{437^\circ\text{C}} \text{Mg} + \text{Al}_{12}\text{Mg}_{17}$ 、 $L \xrightarrow{450^\circ\text{C}} \text{Al} + \text{Al}_3\text{Mg}_2$ 。图1表明, 在外熔体温度范围为740~820℃时, 可得到 $\text{Al}_{12}\text{Mg}_{17}$ 相和 Al_3Mg_2 相, 而且各温度下生成 $\text{Al}_{12}\text{Mg}_{17}$ 相的自由能均小于生成 Al_3Mg_2 相的, 即 $\text{Al}_{12}\text{Mg}_{17}$ 相优先于 Al_3Mg_2 相生成。外熔体温度越高, 则给予Mg、Al原子的能量越大, 扩散距离越长, 致使复合界面的宽度越大, 即 $\text{Al}_{12}\text{Mg}_{17}$ 相和 Al_3Mg_2 相的宽度越大。

4 结论

1) 利用固/液复合技术制备出具有半固态显微组织/枝晶组织分布特征的AZ91D/6061双金属复合铸锭, 其界面层微观组织由外到内可分为三个区域: I区 Al_3Mg_2 相、II区 $\text{Al}_{12}\text{Mg}_{17}$ 相、III区 $\delta\text{-Mg} + \text{Al}_{12}\text{Mg}_{17}$ 共晶相。

2) 通过热力学和动力学分析计算可知, 界面处生成 $\text{Al}_{12}\text{Mg}_{17}$ 相平均宽度 X_{mean} 的表面活化能为 $Q_1 = 40.833 \text{ kJ/mol}$, 生产 Al_3Mg_2 相平均宽度 X_1 的表面活化能 $Q = 272.57 \text{ kJ/mol}$; $\text{Al}_{12}\text{Mg}_{17}$ 相的生成自由能低于 Al_3Mg_2 相, 故 $\text{Al}_{12}\text{Mg}_{17}$ 相优先于 Al_3Mg_2 相生成。

3) 固/液复合镁合金半固态坯料与铝合金熔体的界面结合机制为熔融反应协同扩散反应的共同作用。

REFERENCES

- [1] LIU Jun-cheng, HU Jiang, NIE Xu-yang, et al. The interface bonding mechanism and related mechanical properties of Mg/Al compound materials fabricated by insert molding[J]. Materials Science and Engineering A, 2015, 635: 70–76.
- [2] 任全胜. 镁铝双金属连接及界面微观结构[D]. 哈尔滨: 哈尔滨工程大学, 2016.
REN Quan-sheng. The interface microstructure of connected Mg/Al bimetal[D]. Harbin: Harbin Engineering University, 2016.
- [3] 李春晓. 7075/6061双金属复合材料的制备与性能研究[D]. 唐山: 华北理工大学, 2016.
LI Chun-xiao. Investigation of preparation and properties of the 7075/6061 bimetal composite materials[D]. Tangshan: North China University of Science and Technology, 2016.
- [4] 王志刚. SiC_p/Al 基复合材料制备工艺及性能研究[D]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学, 2018.
WANG Zhi-gang. Study on preparation process and properties of SiC_p/Al matrix composites[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2018.
- [5] 孙伟华. Al合金中Mn-Ni-B, Cu-Mn-Ni, Cu-Ni-Si相图研究及Al合金凝固和时效相场模拟[D]. 长沙: 中南大学, 2013.
SUN Wei-hua. Investigation of phase diagrams of Mn-Ni-B, Cu-Mn-Ni, Cu-Ni-Si systems of Al alloy and phase field simulation of solidification and aging process of Al alloy[D]. Changsha: Central South University, 2013.
- [6] MIETTINEN J. Thermodynamic-kinetic model for the simulation of solidification in binary copper alloys and calculation of thermophysical properties[J]. Computational Materials Science, 2006, 36(4): 367–380.
- [7] CRESPO D, PRADELL T, CLAVAGUERA N, et al. Kinetic theory of microstructural evolution in nucleation and growth processes[J]. Materials Science and Engineering A, 1997, 238(1): 160–165.

- [8] 于新新. 流变挤压铸造 Mg-Al 合金的组织性能及热力学计算[D]. 南昌: 南昌大学, 2017.
- YU Xin-xin. Microstructure, property and thermodynamic calculation of Mg-Al alloy for rheo-squeeze cast[D]. Nanchang: Nanchang University, 2017.
- [9] 龚文源, 张贵杰, 郑小平, 等. 冷轧 SIMA 法制备 AZ91D 镁合金半固态坯料的组织研究[J]. 热加工工艺, 2016, 45(3): 1-4.
- GONG Wen-yuan, ZHANG Gui-jie, ZHENG Xiao-ping, et al. Microstructure of semi-solid AZ91D magnesium alloys billets prepared by cold rolling SIMA method[J]. Hot Working Technology, 2016, 45(3): 1-4.
- [10] EMAMI S M, DIVANDARI M, ARABI H, et al. Effect of melt-to-solid insert volume ratio on Mg/Al dissimilar metals bonding[J]. Journal of Materials Engineering and Performance, 2013, 22(1): 123-130.
- [11] HAJJARI E, DIVANDARI M, RAZAVI S H, et al. Dissimilar joining of Al/Mg light metals by compound casting process[J]. Journal of Materials Science, 2011, 46(20): 6491-6499.
- [12] YAO Dan-dan, ZHANG Ying-bo. The nano-eutectic in the microstructure of semisolid Mg-6Zn-1Y alloy[J]. Materials Letters, 2016, 166: 201-205.
- [13] NIU Zhi-wei, YE Zheng, HUANG Ji-hua, et al. Interfacial structure and properties of Cu/Al joints brazed with Zn-Al filler metals[J]. Materials Characterization, 2018, 138: 78-88.
- [14] BOUAYAD A, GEROMETTA C, BELKEBIR A. Kinetic interactions between solid iron and molten aluminium[J]. Materials Science and Engineering A, 2003, 363(1/2): 53-61.
- [15] WANG Yu, VECCHIO K S. Microstructure evolution in a martensitic 430 stainless steel-Al metallic-intermetallic laminate (MIL) composite[J]. Materials Science and Engineering A, 2015, 643: 72-85.
- [16] MURRAY J L. The Al-Mg (Aluminum-Magnesium) system[J]. Bulletin of Phase Diagrams, 1982, 3(1): 60-74.
- [17] CAHN R W. Phase diagrams for binary alloys: A desk handbook[J]. Intermetallics, 2001, 9(6): 539-539.
- [18] KULKARNI K, LUO A. Interdiffusion and phase growth kinetics in magnesium-aluminum binary system[J]. Journal of Phase Equilibria and Diffusion, 2013, 34(2): 104-115.
- [19] 肖长源. Al/Mg 异种金属搅拌摩擦焊金属间化合物的形成机理研究[D]. 成都: 西南交通大学, 2016.
- XIAO Chang-yuan. Formation mechanism of IMC in the dissimilar friction stir welding joint of 6061 aluminum and AZ31 magnesium alloys[D]. Chengdu: Southwest Jiaotong University, 2016.
- [20] 杨敬明, 于波, 魏彦鹏, 等. 相图计算在高温合金研究中的应用现状及发展趋势[J]. 铸造, 2017, 66(5): 459-465, 472.
- YANG Jing-ming, YU Bo, WEI Yan-peng, et al. Application status and development trends of calculation of phase diagram in study of superalloy[J]. Foundry, 2017, 66(5): 459-465, 472.

Phase composition and thermodynamics of AZ91D/6061 bimetallic composite interface

ZHENG Xiao-ping¹, SU Xue¹, LI Hong-bin¹, JIANG Long¹, TIAN Ya-qiang¹, CHEN Lian-sheng¹, YUAN Yuan²

(1. College of Metallurgy and Energy, North China University of Science and Technology,

Tangshan 063210, China;

2. College of Materials Science and Engineering, Chongqing University, Chongqing 400044, China)

Abstract: Using the solid/liquid composite method, AZ91D/6061 bimetallic composite ingots were prepared by coating AZ91D magnesium alloy semi-solid billet with liquid 6061 aluminum alloy melt, and the effect of the temperature on the interface microstructure was analyzed, and the formation, the diffusion of the elements and the thermodynamics and kinetics of the interface were investigated. The results show that the composite interface is divided into three regions, which are composed of $\text{Al}_{12}\text{Mg}_{17}$ and Al_3Mg_2 phases. By calculation of the thermodynamics and dynamics of two phases, $\text{Al}_{12}\text{Mg}_{17}$ is less active than Al_3Mg_2 , so $\text{Al}_{12}\text{Mg}_{17}$ is first forms before Al_3Mg_2 . In addition, the interface reaction diffusion layer is completed by the interface reaction and diffusion reaction.

Key words: bimetallic composite; composite interface; atomic diffusion; thermodynamic; kinetic analysis; microstructure

Foundation item: Project(51474091) supported by the National Natural Science Foundation of China; Project (E2017209121) supported by the Natural Science Foundation of Hebei Province, China; Project (ZD2018242) supported by the Science and Technology Research Project of Hebei Education Institution, China

Received date: 2019-03-01; **Accepted date:** 2022-03-20

Corresponding author: CHEN Lian-sheng; Tel: +86-315-8805221; E-mail: kyckfk@ncst.edu.cn

(编辑 李艳红)