



铝/镁双金属铸造复合材料的组织与性能

杨昊坤¹, 邱 谨¹, 周宏伟¹, 李元东^{1,2}, 刘文憬¹, 宋赵熙¹

(1. 兰州理工大学 省部共建有色金属先进加工与再利用国家重点实验室, 兰州 730050;

2. 兰州理工大学 有色金属合金省部共建教育部重点实验室, 兰州 730050)

摘 要: 以6061铝合金为液态浇注金属, 以AZ31B镁合金为固态基板, 采用固-液复合铸造法制备了Al/Mg双金属复合材料。研究了6061铝合金熔体浇注温度对复合材料界面组织、宽度、相组成和力学性能的影响。结果表明: 随着6061铝合金液浇注温度的升高, 复合材料界面过渡区宽度增加, 从360 μm 增加到1120 μm , 且金属间化合物体积分数增加; 当6061铝合金液的浇注温度在660~700 $^{\circ}\text{C}$ 时, 可获得良好的6061和AZ31B双金属冶金结合界面; 界面附近可分为五个不同区域, 铝合金基体区, 镁合金基体区, 靠近铝合金侧区域主要由 $\alpha(\text{Al})$ 和 Al_3Mg_2 相组成, 靠近镁合金侧区域主要由 $\alpha\text{-Mg}$ 和 $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 相组成, 中间过渡区由 $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 和 Al_3Mg_2 相组成, 在中间过渡区中发现了 $\text{AlMg}_4\text{Zn}_{11}$ 相, 该相可以有效提高复合材料的结合性能; 当6061铝合金液浇注温度为680 $^{\circ}\text{C}$ 时, 复合材料界面强度达到最大, 其中剪切强度为39 MPa, 抗拉强度为49.5 MPa。

关键词: 6061铝合金; AZ31B镁合金; 双金属复合铸造; 界面组织; 力学性能

文章编号: 1004-0609(2022)-06-1591-14

中图分类号: TB331; TG146.2

文献标志码: A

引文格式: 杨昊坤, 邱 谨, 周宏伟, 等. 铝/镁双金属铸造复合材料的组织与性能[J]. 中国有色金属学报, 2022, 32(6): 1591–1604. DOI: 10.11817/j.ysxb.1004.0609.2021-40144

YANG Hao-kun, QIU Jin, ZHOU Hong-wei, et al. Microstructure and properties of aluminum/magnesium bimetallic casting composites[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2022, 32(6): 1591–1604. DOI: 10.11817/j.ysxb.1004.0609.2021-40144

随着环保意识的日益增强, 实现汽车轻量化对节能减排有重要意义^[1]。镁和铝作为工程上第一和第二轻金属, 广泛应用于汽车运输业, 以实现减少废气排放。由于单一合金难以满足实际工况需求, 如镁合金的耐蚀性和抗蠕变性较差, 铝合金的耐蚀性和抗蠕变性较好, 但其密度比镁合金大^[2], 因此, 结合这两种合金的优点, 使用Al/Mg双金属复合可以满足单一材料无法达到的实际应用要求^[3]。制造Al/Mg双金属复合材料的工艺有很多, 例如扩散焊接^[4–5]、搅拌摩擦焊^[6–7]、爆炸焊接^[8–9]、固-液铸轧^[10–11]、轧制^[12]、消失模复合铸造^[13–14]和重力复

合铸造等。然而, 焊接工艺很难生产出结构复杂的双金属零件, 且由于焊接过程中结合界面处易产生较高的内应力, 使复合材料易在结合界面处断裂。此外, 固-液铸轧与轧制同样很难生产出复杂的零件, 而复合铸造则不受几何形状和尺寸的限制^[15]。

复合铸造法通过液态凝固成型, 可以很好地控制熔解、扩散等反应, 从而对双金属复合材料界面可以进行有效调控^[16]。采用固液复合铸造制备异种金属复合材料时, 双金属复合界面层会发生一系列的物理及化学反应, 其结合形态和物相组成复杂。复合界面结合层可以分成几个亚层, 各层的微观组

基金项目: 甘肃省重点研发计划资助项目(17YF1GA021)

收稿日期: 2021-04-12; 修订日期: 2021-09-16

通信作者: 李元东, 教授, 博士; 电话: 0931-2976688; E-mail: liyd_lut@163.com

织结构和物相组成存在一定的差异^[17]。LIU等^[18]和HE等^[19]通过固液复合铸造方法制备出了铝镁双金属复合材料,其剪切强度分别达到了20 MPa和23.24 MPa。并在结合界面处发现生成了 Al_3Mg_2 和 $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 等硬脆的金属间化合物相,这些脆性相的存在使复合材料的结合性能大大降低。ZHANG等^[20]和LI等^[21]在进行复合铸造前对固态金属进行了表面处理。ZHANG等^[20]通过“电抛光+阳极氧化”改善了界面润湿性,增强了冶金结合。LI等^[21]通过在复合材料中加入Ni中间层有效地改善了结合层的组织组成,将其性能提高了69%。目前,仅依靠复合铸造方法制备出的Al/Mg双金属复合材料结合力偏低,Al/Mg复合材料界面处生成的金属间化合物会严重影响复合材料的力学性能。因此,如何通过金属间化合物的改性来提高复合材料的结合力成为研究重点。本文选取Zn含量较高的AZ31B镁合金与6061铝合金结合,期望改变复合材料结合层中的金属间化合物,进而制备出外观完好、性能优异的铝/镁双金属复合材料,为拓宽铝/镁双金属复合材料研究提供理论依据。

1 实验

以6061铝合金铸锭和AZ31B镁合金板材为原

料,两种合金成分如表1所示。首先,将AZ31B镁合金板材切割成150 mm×50 mm×2 mm的长方形样品待用,实验前将切割好的AZ31B镁合金板材用砂纸打磨表面至光亮,然后将处理好的AZ31B镁合金板材放入丙酮溶液,并进行超声波清洗,去除AZ31B镁合金板材表面残存油污,超声波清洗完后用冷风吹干合金表面^[22],随后将处理好的AZ31B镁合金板材装入模具中,连同模具一起在电阻箱中加热到200 °C并保温20 min后等待浇注。同时将6061铝合金铸锭在SG-2-7.5-10型井式坩埚电阻炉中熔化,当熔体温度达到720 °C时,用 C_2Cl_6 (熔体质量分数1%)进行精炼,按设定温度(700 °C、680 °C、660 °C、640 °C(半固态))对6061铝合金熔体温度进行调整,调整到设定温度后浇入模具中,空冷,得到Al/Mg双金属复合材料。实验过程如图1所示。

将实验所制得的Al/Mg双金属复合材料进行切

表1 6061铝合金和AZ31B镁合金的化学成分

Table 1 Chemical composition of 6061 aluminium alloy and AZ31B magnesium alloy

Alloy	Mass fraction/%						
	Al	Mg	Zn	Mn	Si	Cu	Fe
6061	Bal.	0.89	0.01	0.01	0.65	0.28	0.10
AZ31B	2.66	Bal.	0.73	0.44	0.01	—	—

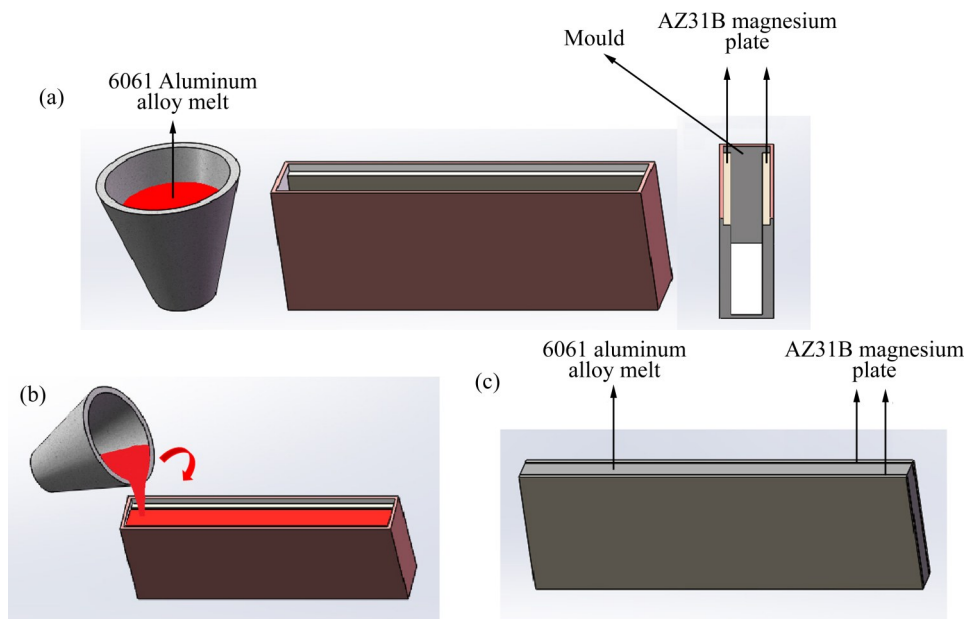


图1 双金属复合材料Mg/Al制备过程示意图

Fig. 1 Schematic diagram of fabrication process of bimetallic composite Mg/Al: (a) Preparation of 6061 aluminum alloy melt and mould; (b) Pouring of melt; (c) Al/Mg bimetallic composites

割、机械打磨、抛光,用凯勒试剂对6061铝合金一侧进行腐蚀,用质量分数4%的苦味酸乙醇溶液对AZ31B镁合金一侧进行腐蚀,分别采用Axio Scope A1光学显微镜、JSM-6701F型冷场发射扫描电镜(SEM-EDS)、D/max-2400型X射线衍射仪(XRD)、HV-100型显微硬度计和WDW-100D型电子万能材料试验机对制得的样品进行显微组织形貌、断口表面物相、材料界面硬度和力学性能进行分析、测试。在所制得的样品中距浇口120 mm处取剪切试样,厚度为4 mm,形状如图2(a)所示。距浇口100 mm处取拉伸试样,厚度为4 mm,形状如图2(b)所示。两种测试万能试验机速度均为0.5 mm/min。

2 结果与分析

2.1 6061 铝合金熔体浇注温度对界面的影响

2.1.1 6061 铝合金熔体浇注温度对复合材料界面结合的影响

图3所示为6061铝合金不同浇注温度制得的Al/Mg复合材料界面处的OM像。由图3可以看出,在四种浇注温度下双金属复合材料的界面处没有明显的缝隙存在。6061铝合金的浇注温度为640℃时

制备的试样(见图3(a)),与其余浇注温度下制备的试样相比并无明显分区;当浇注温度升高到660℃时,可以看到试样结合区存在明显的分层,两种合金实现完全的结合。可以推断在浇注温度为660℃时,熔体所提供的热量可以实现双金属完全的冶金结合。当浇注温度继续升高(见图3(b)~(d)),由于熔体所提供的热量增多,双金属复合材料的结合界面处的合金化程度逐渐加深。

2.1.2 6061 铝合金熔体浇注温度对复合材料结合界面宽度的影响

为进一步分析6061铝合金熔体浇注温度对Al/Mg双金属复合材料界面的影响与复合材料成型机理,对各个浇注温度下所制得试样垂直于结合区界面方向进行了成分元素的线扫描分析(见图4)。

图4(a)所示为浇注温度为640℃的双金属结合界面SEM像及其相应的线扫描分析结果。在此浇注温度下所制得的复合材料过渡界面宽度约为360 μm,在过渡界面处铝镁两种原子并未充分混合。由于镁合金是一种十分活泼的金属,在空气中极易与氧气发生氧化反应生成一层疏松多孔的氧化膜;而当浇注熔体温度为640℃时,熔体所提供的热量将AZ31B基板表层熔化使表面氧化层部分碎裂。AZ31B镁合金基板熔化的镁扩散进了液态的6061

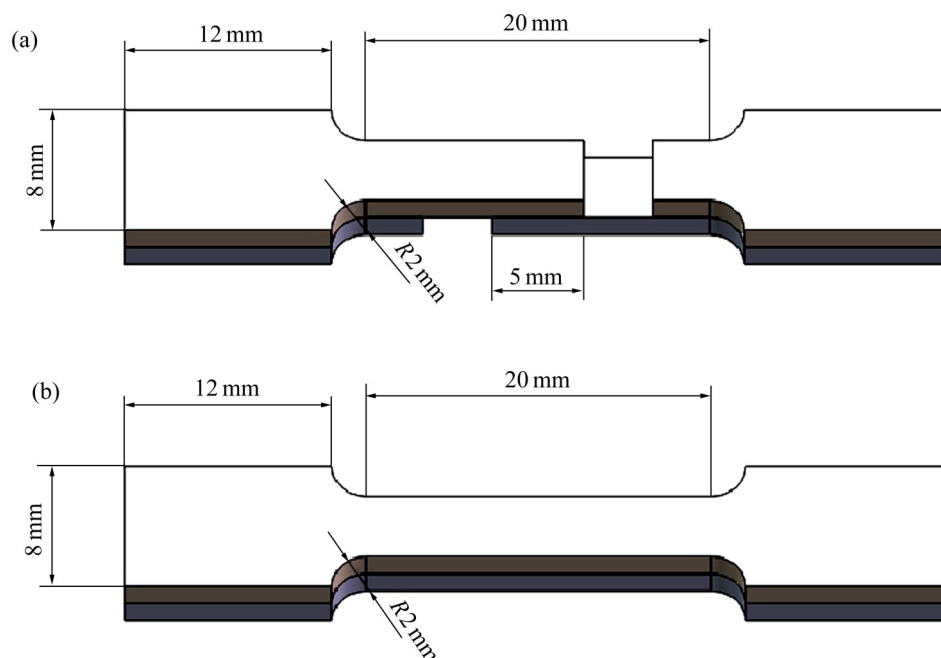


图2 剪切试样、拉伸试样尺寸示意图

Fig. 2 Schematic diagrams of tensile sample and shear sample dimensions: (a) Shear specimen; (b) Tensile specimen

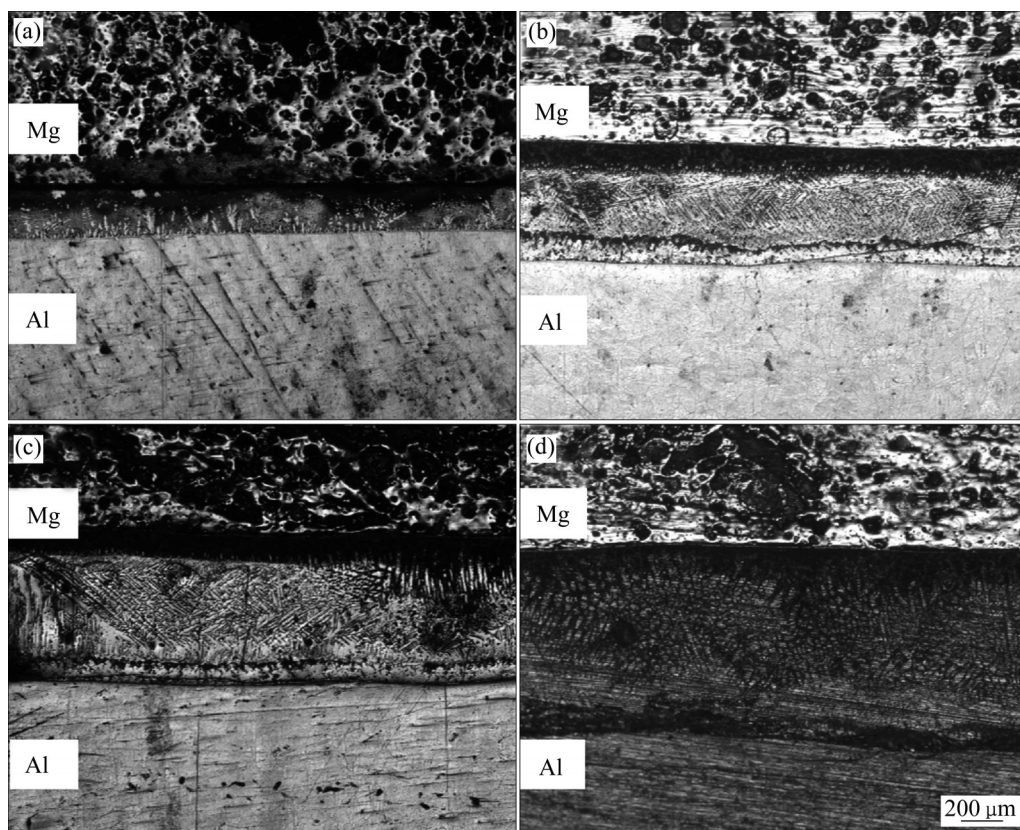


图3 不同6061铝合金浇注温度下制备的Al/Mg复合材料界面形貌

Fig. 3 Interface morphologies of Al/Mg composites fabricated from 6061 aluminum alloy at different pouring temperatures: (a) 640 °C; (b) 660 °C; (c) 680 °C; (d) 700 °C

铝合金熔体中。与其他三种浇注温度相比,此温度下,过渡区域线扫描结果显示Al、Mg两种元素含量有着明显差异,由此可以推断在此温度下双金属复合材料并未实现完全的冶金结合。且6061铝合金在640 °C时为半固态^[23],温度较低,原子的热震动能也就较低,所以此时熔融金属中元素发生互扩散的程度较低。

当6061铝合金熔体的浇注温度上升到660 °C时(见图4(b)),AZ31B镁合金基板表面熔化程度较640 °C时加深,使镁合金表面的氧化膜碎裂并合金化到金属液中。浇注时AZ31B镁合金基板温度仅为200 °C(预热温度),低于6061铝合金熔体温度,所以液态金属凝固方向是由AZ31B镁合金基板一侧向6061铝合金一侧沿垂直界面方向逐渐凝固,金属凝固时释放出的结晶潜热使得结合界面区域始终维持在较高温度。此时由浓度梯度引导的原子扩散和由温度梯度所引导的反应扩散在复合材料结合

界面处均起到主导作用,使得结合界面区域均匀分布着新生成的铝镁金属间化合物,复合材料界面结合良好,元素扩散较为明显,扩散界面宽度约为640 μm。

当6061铝合金熔体以680 °C的温度进行浇注时(见图4(c)),浇注温度的升高使得AZ31B镁合金基板的熔化程度继续加深,金属液中的原子获得足够使其越过能量势垒的能量,大幅提高了铝、镁元素扩散通量,两元素得以充分扩散,加之此区域内温度高于铝镁元素的共晶温度,使得在结合界面区域铝、镁元素发生共晶反应生成铝镁金属间化合物的体积分数大幅增加,此时Al/Mg双金属复合材料结合界面宽度增加到约1000 μm。

当6061铝合金熔体浇注温度升高到700 °C时(见图4(d)),过高的浇注温度使得AZ31B镁合金表面的熔化程度大大加深,两合金中原子的扩散距离和扩散通量均大幅增加,导致原子之间相遇形成金

属间化合物数量增加,使得结合界面区域生成的铝镁金属间化合物的体积分数较680℃时制备出的复合材料有所增加,结合界面宽度已经增长到约1120 μm。

由此可以看出,随着浇注温度从640℃升高到

700℃, Al/Mg双金属复合材料结合界面宽度由360 μm增加到1120 μm。

2.1.3 6061铝合金熔体浇注温度对复合材料结合界面相组成的影响

图5所示为浇注温度为660℃时所制得的Al/

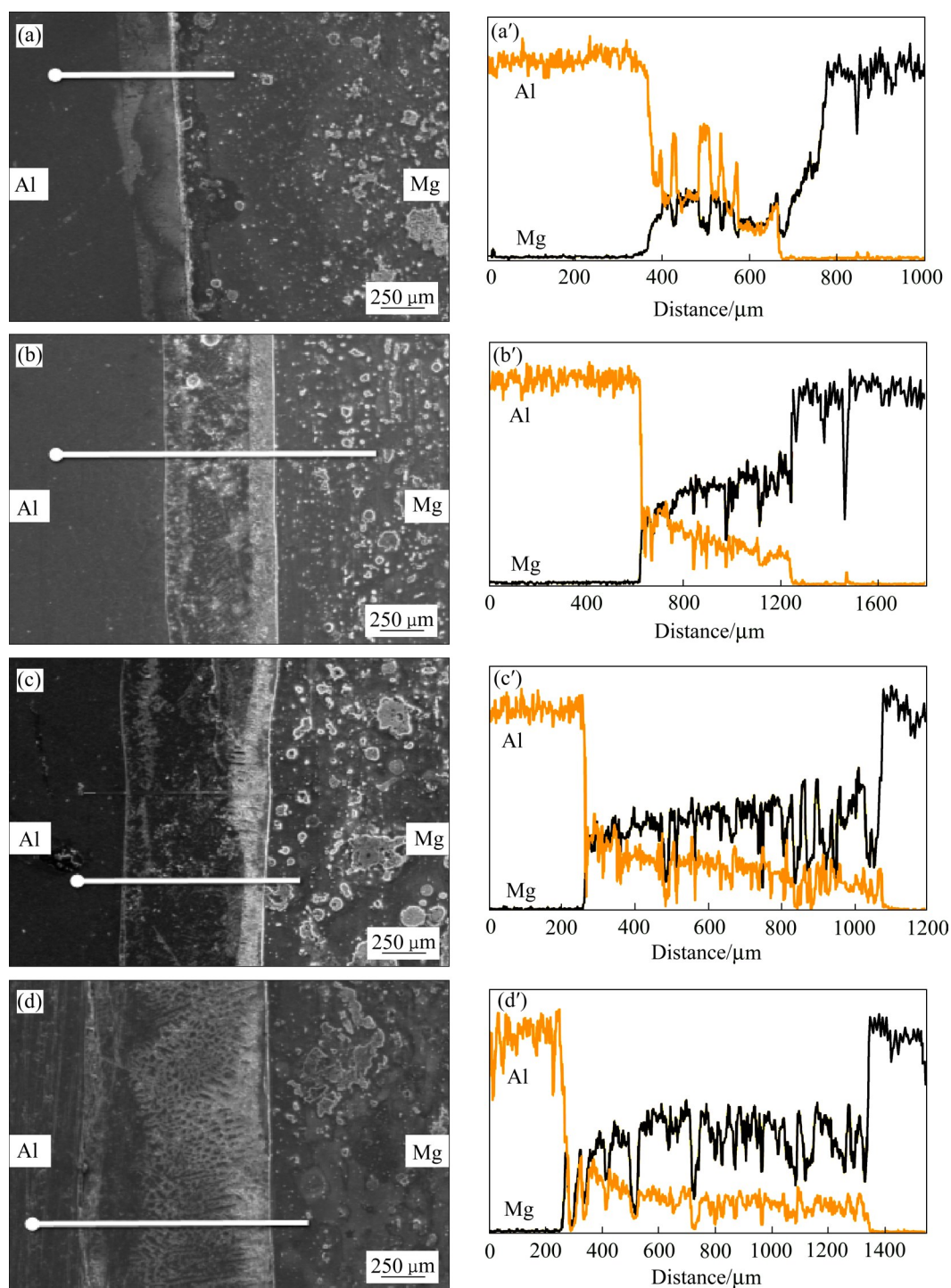


图4 不同6061铝合金浇注温度下制备的Al/Mg双金属复合材料界面的SEM像及其对应的EDS元素线扫描分析结果
Fig. 4 Interface SEM images and corresponding EDS element line scanning results of Al/Mg bimetallic composites fabricated from 6061 aluminum alloy at different pouring temperatures: (a), (a') 640℃; (b), (b') 660℃; (c), (c') 680℃; (d), (d') 700℃

Mg双金属复合材料结合界面处的SEM像。总体来看,铝侧和镁侧的过渡区与其基体组织相比,过渡区处的晶粒尺寸明显减小,在镁侧过渡区的某些部位(箭头所示位置)可以看到产生了新的柱状晶粒。

根据结合界面上不同的组织结构与合金界面的特征,可以将双金属复合材料结合界面分为五个明显区域(I~V)^[18],即I区AZ31B镁合金基体、II区镁侧过渡区、III区中间过渡区、IV区铝侧过渡区、V区6061铝合金基体。由图5可以看出,中间过渡区与其两侧的过渡区有着明显的分界线,I区AZ31B镁合金基体区(见2.1.2节中元素线扫描结果);II区镁侧过渡区则主要由靠近结合界面的柱状晶和弥散分布在基体上的花纹状析出物组成;III区中间过渡区主要由网状组织和分布在网状组织间的灰色组织组成;IV区铝侧过渡区主要由靠近中间过渡区的少量网状组织和靠近铝基体区的团状组织组成;V区6061铝合金基体区由基体组织及基体组织之间的细小球状组织组成。当6061铝合金浇注温

度为660℃时,根据凝固组织可判断出AZ31B镁合金表层约为150 μm深度发生熔化,由于AZ31B镁合金为固体板材,温度相较于6061铝合金熔体较低,结晶潜热主要从AZ31B镁合金基板一侧导出,所以液相的凝固由AZ31B镁合金开始沿垂直方向向6061铝合金一侧逐渐延伸。在液相凝固时结晶潜热的释放会使结合区域的温度始终维持在较高水平,此时界面区域由温度梯度和浓度梯度共同主导的反应扩散和原子扩散较为均衡;铝镁原子可以获得足够的能量越过势垒,元素扩散明显,铝镁复合材料结合良好。

2.2 6061 铝合金熔体浇注温度对力学性能的影响

2.2.1 6061 铝合金熔体浇注温度对界面硬度的影响

图6所示为Al/Mg双金属复合材料在垂直于界面方向的显微硬度测试结果。测试时载荷为1 N,加载时间为15 s。结合图4可以得出,在浇注温度

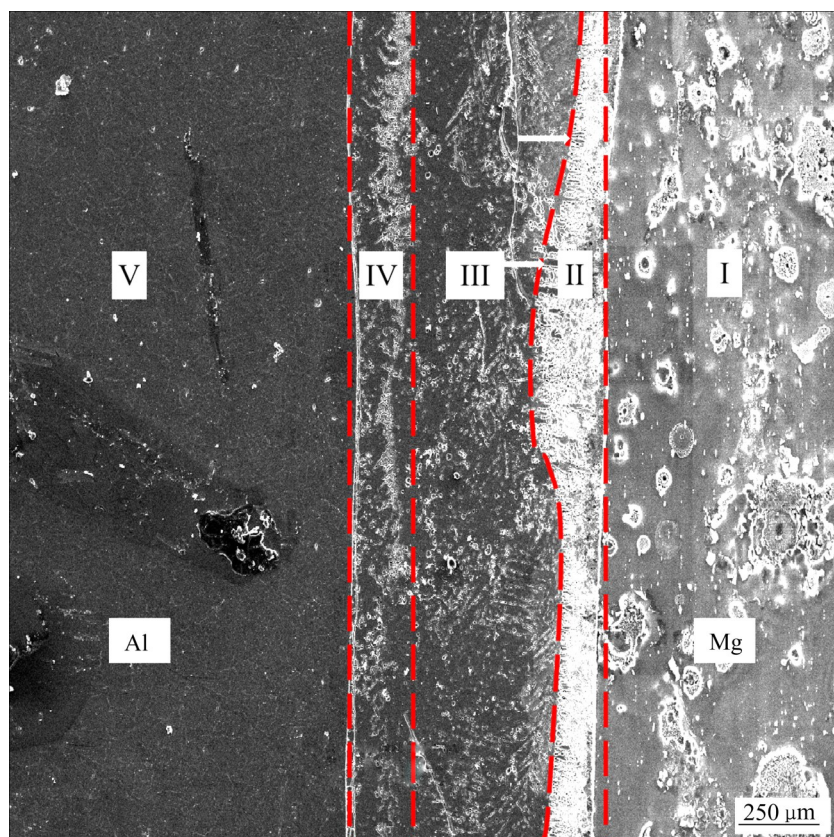


图5 6061 铝合金浇注温度660℃时制得的Al/Mg双金属复合材料结合界面的显微组织

Fig. 5 Microstructures of bonding interface of Al/Mg bimetallic composites fabricated from 6061 aluminum alloy at pouring temperature of 660℃

为640℃时,复合材料并未实现完全的冶金结合,在两种金属界面处出现硬度峰值是因为有硬脆的金属间化合物生成,并且可能有未碎裂的氧化层存在。因此,此时制备的复合材料显微硬度曲线上(见图6(a))仅有宽度很窄的硬度极值,与实现完全冶金结合界面处的硬度极值相近,在该点两侧附近的硬度均小于冶金结合界面硬度,但高于铝基体和镁基体硬度。随着浇注温度升高,可以发现在断裂面上有金属间化合物生成且未发现氧化物的存在(详细分析见第3节),可以判断两种金属实现了冶金结合。在复合材料界面上从左到右显微硬度呈先升高后降低的趋势,远离界面处的6061铝合金的平均显微硬度为63.4 HV,随着测试点越来越靠近界面中心时,显微硬度值呈现出急剧上升的情况,在界面中心处达到最大。然后随着测试点移动到Mg一侧,硬度值又呈现急剧下降的情况,AZ31B

镁合金的平均显微硬度为74.5 HV,与LIU等^[24]报道的一样。由图6(b)、(c)、(d)可知,结合界面过渡层的宽度随着浇注温度的升高而增加,复合材料的结合界面宽度由660℃时的0.6 mm增长到700℃时的1.2 mm,与2.1.2节中元素线扫描数据基本吻合。且当温度高于640℃后出现一个峰值平台。随着浇注温度的提高,平台宽度不断增加。不同浇注温度下复合板结合界面的显微硬度峰值基本吻合,分别为187 HV (660℃)、190 HV (680℃)、191 HV (700℃)。

2.2.2 6061 铝合金熔体浇注温度对界面剪切强度的影响

图7所示为不同6061铝合金浇注温度下双金属复合材料室温剪切强度的结果。由图7可以看出,Al/Mg双金属复合材料的剪切强度随浇注温度的上升先升高后降低。当浇注温度为640℃时,复合材

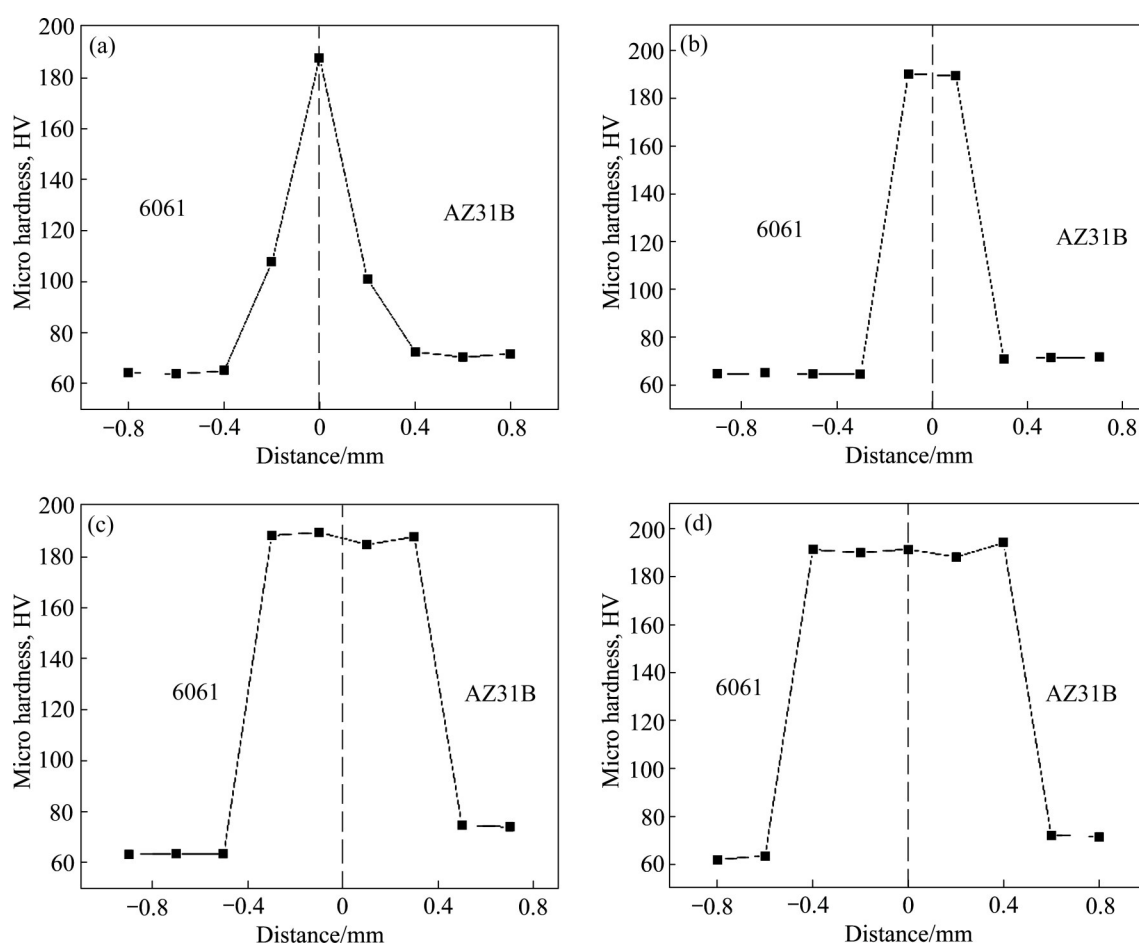


图6 不同6061铝合金浇注温度下制备的Al/Mg双金属复合材料界面维氏显微硬度

Fig. 6 Vickers microhardness of Al/Mg bimetallic composites fabricated from 6061 aluminum alloy at different pouring temperatures: (a) 640℃; (b) 660℃; (c) 680℃; (d) 700℃

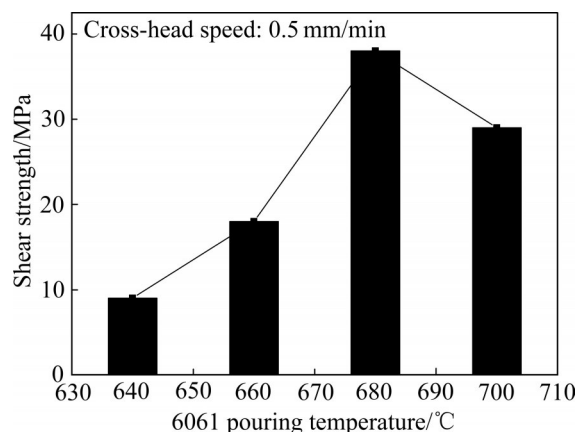


图7 不同6061铝合金浇注温度下制备的Al/Mg复合材料剪切强度

Fig. 7 Shear strength of Al/Mg composites fabricated from 6061 aluminum alloy at different pouring temperatures

料的剪切强度最低为9 MPa, 此时, 由于复合材料未实现完全的冶金结合, 为部分冶金结合部分机械结合, 故剪切强度最低。之后, 随着浇注温度的上升, 剪切强度也升高, 当浇注温度为680 °C时, 剪切强度达到峰值38 MPa; 继续升高浇注温度, 复合材料的剪切强度有所下降, 为29 MPa。这是由于在此三种浇注温度下复合材料均实现了冶金结合, 导致其剪切强度明显高于浇注温度为640 °C时所制得的复合材料。由图4(b)、(c)和(d)可以发现, 在复合材料的界面结合处均有柱状晶生成, 且剪切试样断裂位置一般为柱状晶与铝一侧结合处, 因此推断柱状晶形貌对剪切强度影响很大。当浇注温度为660 °C时, 界面处形成的柱状晶晶粒较小, 导致该试样界面结合处的晶界面积在其余三个试样中最大, 剪切强度最小。当浇注温度为700 °C时, 过高的浇注温度造成熔体内的温度梯度过大, 较大的过冷度使熔体内部发生了成分偏析导致柱状晶发生了

熔断, 该试样的晶界面积要大于浇注温度为680 °C时复合材料结合界面处柱状晶的晶界面积。这就使得在浇注温度从660 °C上升到700 °C时剪切强度出现先升高后降低的现象。本文所制备出的复合材料剪切强度高于一些通过复合铸造制备Al/Mg双金属复合材料的最高剪切强度(见表2)。

2.2.3 6061 铝合金熔体浇注温度对界面抗拉强度的影响

在实际应用中复合材料的整体抗拉性能十分重要, 故对各种浇注温度下制备的复合材料进行抗拉强度检测。图8所示为在不同浇注温度下制备的Al/Mg复合材料的抗拉强度。由图8可以看出, 当浇注温度为680 °C时, 复合材料的抗拉强度达到最大, 为49.5 MPa; 在浇注温度未达到680 °C时, 复合材料的抗拉强度呈逐渐上升趋势。而当浇注温度达到700 °C时, 复合材料的抗拉强度陡然下降, 为10.6 MPa, 小于浇注温度为640 °C时的17 MPa。当浇注温度从640 °C上升到680 °C时, 由于温度的上升, AZ31B镁合金基板的熔化程度逐渐增加, 复合材料冶金结合程度逐渐加深, 在复合材料的结合界面不仅生成了硬脆的金属间化合物, 而且生成了大量的铝镁固溶体。此时, 由逐渐加宽的铝镁固溶体层提升整个拉伸试样的抗拉强度, 使得试样的抗拉强度呈上升趋势。当浇注温度升高到700 °C时, 结合层厚度达到1120 μm, 硬脆的金属间化合物体积分数迅速增加, 此区域内裂纹扩展更加容易, 导致两侧基体脱粘, 复合板失效; 过高的浇注温度导致镁基体内部的晶粒长大(详见图4), 导致AZ31B镁合金基板力学性能下降。此时, 这两种因素共同主导拉伸试样的抗拉强度, 导致浇注温度为700 °C时该拉伸试样的抗拉强度急剧下降。

表2 Al/Mg复合材料剪切强度对比

Table 2 Comparison of shear strength of Al/Mg composites

Composite material	Complex method	Shear strength/MPa	Reference
A380/AM60	Solid-liquid compound casting	33.58	[25]
Al/Mg	Liquid-solid compound casting	5.8	[26]
Al/Mg(Ni media layer)	Liquid-solid compound casting	25.4	[27]
6061/AZ31B	Liquid-solid compound casting	39	This work

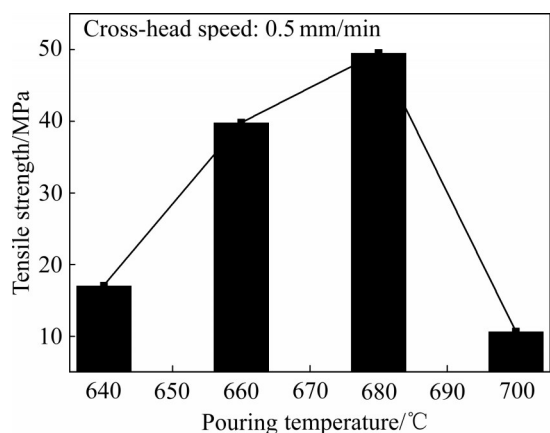


图8 不同 6061 铝合金浇注温度下制备的 Al/Mg 复合材料抗拉强度

Fig. 8 Tensile strength of Al/Mg composites fabricated from 6061 aluminum alloy at different pouring temperatures

3 讨论

为进一步分析 6061 铝合金熔体浇注温度对 Al/Mg 双金属复合材料界面的影响与复合材料成型机理, 对各个浇注温度下所制得样品界面结合区厚度进行线性拟合。图 9 所示为不同 6061 铝合金浇注温度与结合层厚度的关系。经线性拟合, 方程为 $y = 12x - 7253.3333$, 复相关系数为 0.79626, 表明浇注温度与结合层厚度呈正比关系。

根据菲克第一扩散定律, 扩散通量 J 与扩散系数 D 、浓度梯度呈现正比关系, 界面上元素的扩散

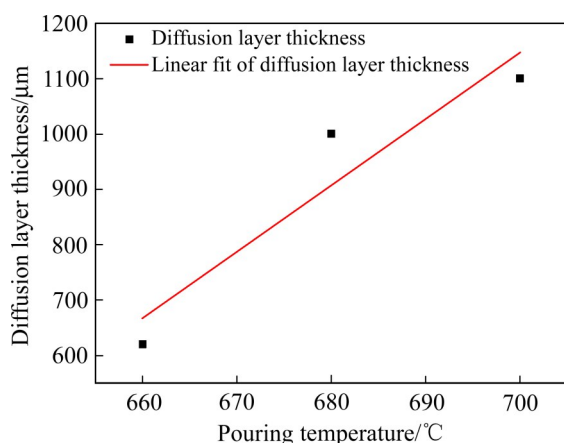


图9 不同 6061 铝合金浇注温度下制备的结合层厚度变化

Fig. 9 Thickness change of bonding layer fabricated from 6061 aluminum alloy at different pouring temperatures

距离和扩散系数可用 Arrhenius 方程来表示:

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

式中: D_0 为扩散因子; Q 为扩散激活能; T 为浇注温度。

由方程(1)可以看出, 随着浇注温度的升高扩散系数 D 呈指数增长, 且不同元素的扩散系数也有所差异。表 3 所列为 Al、Mg 元素的扩散因子 D_0 及其扩散激活能 Q [28]。

根据表 3, 结合 Arrhenius 方程可知, 由于铝元素的扩散因子大于镁元素的扩散因子, 故在相同温度下铝元素的扩散系数较小, 因此, 铝元素的扩散通量与扩散距离均较小, 相应地会造成 6061 铝合金一侧的过渡区宽度小于 AZ31B 镁板一侧, 这与图 4 中 EDS 线扫描检测结果一致。

表3 Al、Mg 扩散因子及扩散激活能 [28]

Table 3 Diffusion factors and activity energy of Al and Mg

Element	Diffusion factors, $D_0/(\text{m}^2 \cdot \text{s}^{-1})$	Activity energy, $Q/(\text{J} \cdot \text{mol}^{-1})$
Al	1.7×10^{-4}	1.42×10^5
Mg	1.5×10^{-4}	1.36×10^5

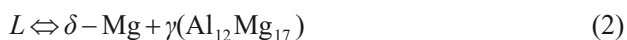
对力学性能最佳的复合材料(6061 铝合金浇注温度为 680 °C)结合界面 I、II、III、IV、V 区域中的不同点进行 EDS 分析。表 4 所示为背散射图中(见图 10)显示的不同点的 EDS 分析结果。

从 EDS 点扫面结果显示, 图 10 中区域 1 和区域 2 处花瓣状组织中绝大多数元素均为 Mg 元素, 两处 Mg 元素的摩尔分数均达到 95% 以上, 两处的组织应为 α -Mg 相。区域 3 和区域 4 处的组织中的主要元素为 Al 和 Mg 元素, 两元素的摩尔比接近 17:12, 可以判定该处可能为 $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 。在区域 5 处和区域 6 处的灰白色网状组织主要包含 Al 和 Mg 元素, 两元素的摩尔比接近 2:3, 可以判定该处组织可能为 Al_3Mg_2 。区域 7 和区域 8 处的灰黑色基体组织中的主要元素为 Al 元素, 摩尔分数高达 99.0% 和 96.8%, 可以断定该处组织为 $\alpha(\text{Al})$ 相。区域 2 处 Al 元素的摩尔比低于区域 1 处是因为由于元素扩散, 有少量 Mg 元素扩散过来, 造成该处摩尔比降低。

结合相图分析可知, 当界面过渡区域 Mg、Al 元素质量分数比为 $w(\text{Mg}):w(\text{Al}) \approx 59.8:40.2$ 或 $36.1:$

63.9, 并且达到相应共晶反应温度时, 便会生成镁铝金属间化合物^[29]:

438 °C 下,



450 °C 下,



所生成的 $\text{Al}_{12}\text{Mg}_{17}$ 与 Al_3Mg_2 均为硬质的金属间化合物。

对浇注温度为 680 °C 时制得复合材料剪切断口进行 XRD 分析(见图 11)。结果表明, 断裂试样呈现脆性断裂形态^[30], 断裂主要发生在 $\text{Al}_3\text{Mg}_2 + \text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 区(III区)和 $\text{Al}_{12}\text{Mg}_{17} + \alpha\text{-Mg}$ (IV区)共晶层之间。在铝侧断面处主要由 Al_3Mg_2 、 AlMg 相组成, 而在镁侧断面处 $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 、 Mg_2Al_3 、 $\text{AlMg}_4\text{Zn}_{11}$ 、 Al_2Mg 等相的含量较多, 在断裂面上未发现氧化物的存在, 这与前面的 EDS 分析结果一致。相较于

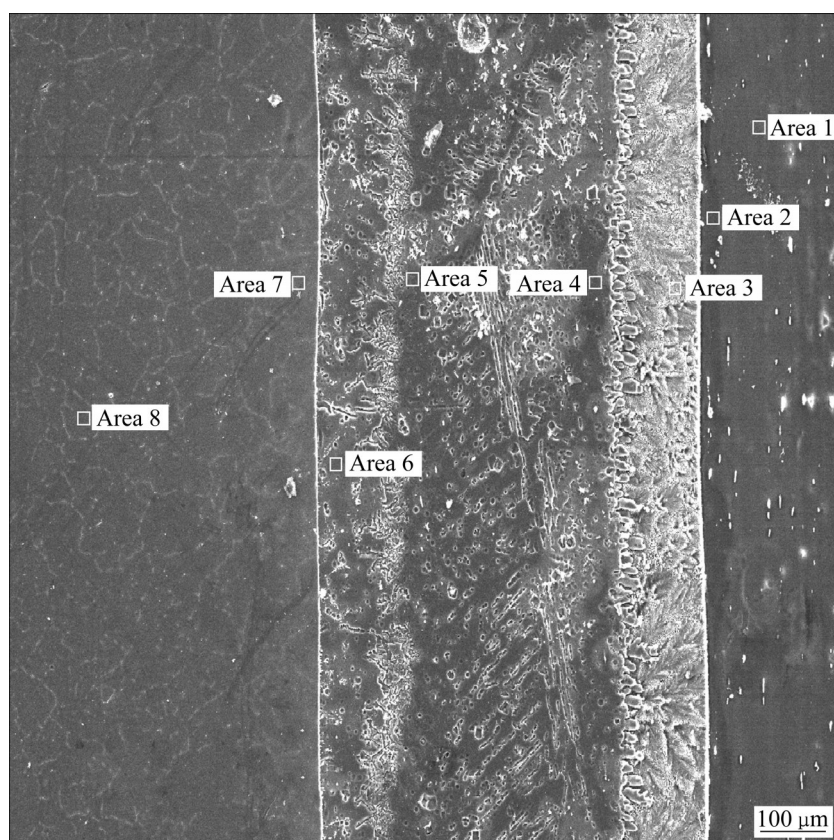


图 10 660 °C 浇注温度下复合材料结合界面 EDS 点扫描分析

Fig. 10 EDS scanning analysis of point at bonding interface of composite materials at pouring temperature of 660 °C

表 4 660 °C 浇注温度下复合材料各点 EDS 分析结果

Table 4 EDS analysis results of composite materials at pouring temperature of 660 °C

Area No.	Mole fraction/%							Possible phase
	Al	Mg	Zn	Si	Mn	Fe	Cu	
1	2.6	96.3	0.7	0	0.4	0	0	$\alpha\text{-Mg}$
2	2.2	97.0	0.5	0	0.3	0	0	$\alpha\text{-Mg}$
3	48.7	50.5	0.5	0	0.3	0	0	$\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$
4	49.9	44.6	1.4	0	0.5	3.4	0.2	$\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$
5	59.5	40.3	0.2	0	0.0	0.1	0	Al_3Mg_2
6	60.6	37.9	0.0	0.5	0.0	0.8	0.2	Al_3Mg_2
7	96.8	0.9	0.0	2.2	0.0	0.1	0	$\alpha(\text{Al})$
8	99.1	0.7	0.0	0.2	0.0	0.0	0	$\alpha(\text{Al})$

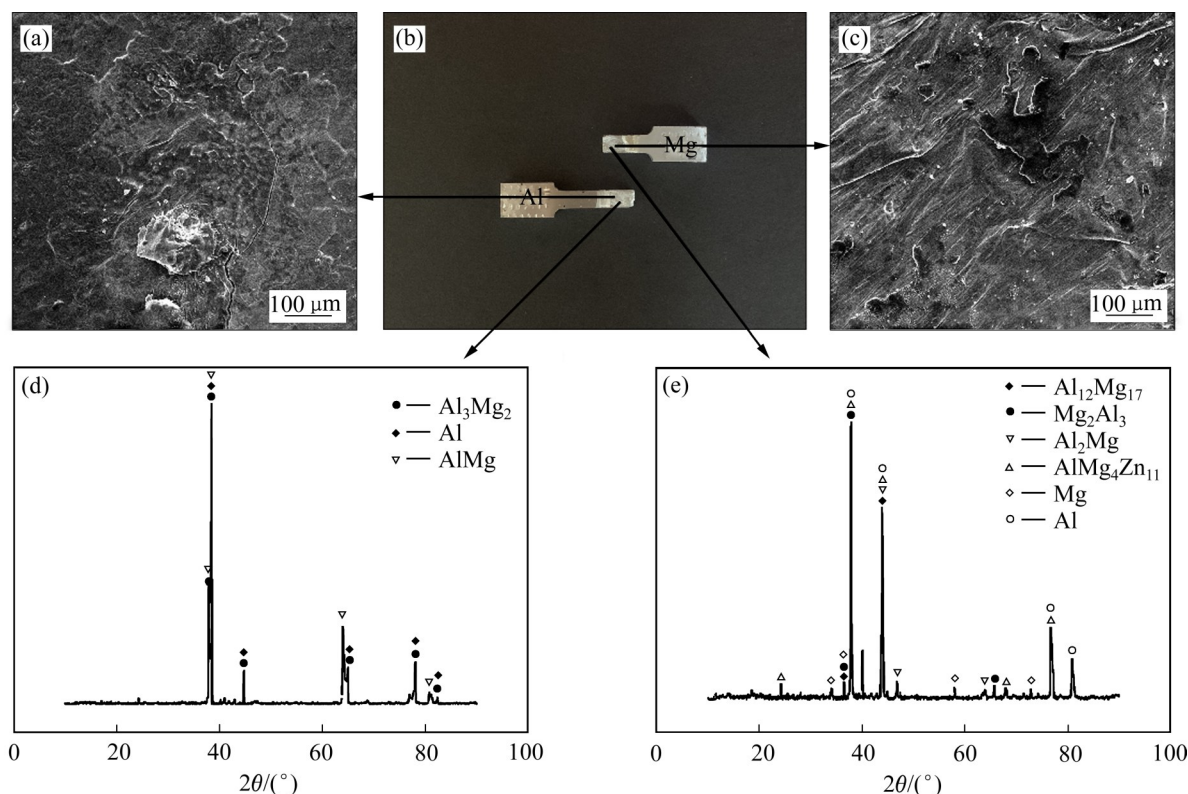


图11 复合材料剪切断面形貌及其XRD谱

Fig. 11 Shear fracture morphologies of composite material and its XRD pattern: (a) SEM image of fracture near Al side; (b) Macro view of shear fracture; (c) SEM image of fracture near Mg side; (d) XRD pattern of Al side fracture; (e) XRD pattern of Mg side fracture

其他类似文献[25–27], 本实验在Al/Mg双金属复合材料剪切断面处除检测出Al₃Mg₂、Mg₁₇Al₁₂等硬质脆性金属间化合物外, 还检测出不同于上述文献的AlMg₄Zn₁₁相。Mg₁₇Al₁₂为立方晶胞、Mg₂Al₃为四方晶胞, 而AlMg₄Zn₁₁为六方晶胞。三种相均以金属间化合物的形式存在于复合材料的结合区内, 但AlMg₄Zn₁₁相的出现可加强与AZ31B镁合金层的结合^[31], AlMg₄Zn₁₁相在复合材料中的体积远小于Mg₁₇Al₁₂相的, 起到了细晶强化的作用^[32]。AlMg₄Zn₁₁相的出现, 减少了Mg₁₇Al₁₂和Mg₂Al₃两种脆性相的体积分数, 而且AlMg₄Zn₁₁的塑韧性远高于Al₃Mg₂和Mg₁₇Al₁₂, 从而提高了复合材料的结合强度^[33]。

4 结论

1) 采用固-液复合铸造方法可成功制备Al/Mg双金属复合材料, 且随着6061铝合金浇注温度的

升高复合材料界面过渡区域宽度增加, 金属间化合物体积分数增大。

2) 复合材料界面过渡区显微硬度远高于两侧合金基体, 随浇注温度的升高界面过渡区宽度从360 μm增加到1120 μm, 且剪切试验时易在界面过渡区处发生断裂。

3) Al/Mg双金属复合材料结合界面可分为五个区域, 即6061铝合金基体(α-Al), 铝侧过渡区(Al₃Mg₂+α-Al), 中间过渡区(Al₃Mg₂+Mg₁₇Al₁₂), 镁侧过渡区(Mg₁₇Al₁₂+α-Mg)和AZ31B镁合金基体(α-Mg)。

4) 浇注温度为680 °C时所制备的双金属复合材料性能最佳, 剪切强度为39 MPa, 抗拉强度为49.5 MPa。

REFERENCES

[1] JIANG Wen-ming, FAN Zi-tian, DAI Yu-cheng, et al.

- Effects of rare earth elements addition on microstructures, tensile properties and fractography of A357 alloy[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2014, 597: 237–244.
- [2] LI Guang-yu, JIANG Wen-ming, YANG Wen-chao, et al. New insights into the characterization and formation of the interface of A356/AZ91D bimetallic composites fabricated by compound casting[J]. *Metallurgical and Materials Transactions*, 2018: 1076–1090.
- [3] 徐圣航, 周承商, 刘咏. 金属-金属层状结构复合材料研究进展[J]. *中国有色金属学报*, 2019, 29(6): 1125–1142.
- XU Sheng-hang, LIU Cheng-shang, LIU Yong. Research progress in metal-metal laminated structural composites[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2019, 29(6): 1125–1142.
- [4] LIU Li-ming, REN Da-xin, LIU Fei. A Review of dissimilar welding techniques for magnesium alloys to aluminum alloys[J]. *Materials*, 2014, 7(5): 3735–3757.
- [5] MOJTABA Jafarian, ALIREZA Khodabandeh, SAHEBALI Manafi. Evaluation of diffusion welding of 6061 aluminum and AZ31 magnesium alloys without using an interlayer[J]. *Materials and Design*, 2015, 65: 160–164.
- [6] ZHAO Yong, LU Zheng-ping, YAN Keng, et al. Microstructural characterizations and mechanical properties in underwater friction stir welding of aluminum and magnesium dissimilar alloys[J]. *Materials and Design*, 2015, 65: 675–681.
- [7] MOFID M A, ABDOLLAH-ZADEH A, HAKAN GÜR C. Investigating the formation of intermetallic compounds during friction stir welding of magnesium alloy to aluminum alloy in air and under liquid nitrogen[J]. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2014, 71: 1493–1499.
- [8] XIE Miao-xia, ZHANG Lin-jie, ZHANG Gui-feng, et al. Microstructure and mechanical properties of CP-Ti/X65 bimetallic sheets fabricated by explosive welding and hot rolling[J]. *Materials & Design*, 2015, 87: 181–197.
- [9] JIANG Hai-tao, YAN Xiao-qian, LIU Ji-xiong, et al. Effect of heat treatment on microstructure and mechanical property of Ti-steel explosive-rolling clad plate[J]. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2014, 24(3): 697–704.
- [10] 董澎源, 李元东, 杨世杰, 等. 浇注温度对液-固轧制 A356/6082 复合板界面组织及力学性能的影响[J]. *中国有色金属学报*, 2019, 29(5): 887–895.
- DONG Peng-yuan, LI Yuan-dong, YANG Shi-jie, et al. Effect of pouring temperature on interfacial microstructure and mechanical properties of A356/6082 bimetal by liquid-solid rolling[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2019, 19(5): 887–895.
- [11] 苗鹏, 李元东, 王慧, 等. A356 浇覆温度对铝/钢复合板界面组织及力学性能的影响[J]. *中国有色金属学报*, 2020, 30(4): 728–738.
- MIAO Peng, LI Yuan-dong, WANG Hui, et al. Effect of A356 alloy covering temperature on microstructure and mechanical properties of Al/low-carbon steel clad plates[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2020, 30(4): 728–738.
- [12] LI Xiao-bing, ZU Guo-yin, WANG Ping. Microstructural development and its effects on mechanical properties of Al/Cu laminated composite[J]. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2015, 25(1): 36–45.
- [13] FAN Suo, JIANG Wen-ming, LI Guang-yu, et al. Fabrication and microstructure evolution of Al/Mg bimetal using a near-net forming process[J]. *Materials and Manufacturing Processes*, 2017, 32(12): 1391–1397.
- [14] JIANG Wen-ming, LI Guang-yu, FAN Zi-tian, et al. Investigation on the Interface Characteristics of Al/Mg Bimetallic Castings Processed by Lost Foam Casting[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2016, 47(5): 2462–2470.
- [15] HU Yuan, CHEN Yi-qing, LI Li, et al. Microstructure and properties of Al/Cu bimetal in liquid-solid compound casting process[J]. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2016, 26(6): 1555–1563.
- [16] EMAMI S. M., DIVANDARI M., HAJJARI E., et al. Comparison between conventional and lost foam compound casting of Al/Mg light metals[J]. *International Journal of Cast Metals Research*, 2013, 26(1): 43–50.
- [17] 杨金鹏, 吴孟武, 陆文兴, 等. 固液双金属复合铸造工艺及机理研究进展[J]. *特种铸造及有色合金*, 2020, 40(9): 964–970.
- YANG Jin-peng, WU meng-wu, LU Wen-xing, et al. Research progress in the process and formation mechanism of solid-liquid bimetal compound casting[J]. *Special Casting & Nonferrous Alloys*, 2020, 40(9): 964–970.
- [18] LIU J. C., HU J., NIE X. Y., 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.
- [19] HE Ke, ZHAO Jian-hua, LI Pu, et al. Investigation on microstructures and properties of arc-sprayed-Al/AZ91D

- bimetallic material by solid-liquid compound casting[J]. *Materials & Design*, 2016, 112: 553–564.
- [20] ZHANG Hui, CHEN Yi-qing, LUO Alan A. A novel aluminum surface treatment for improved bonding in magnesium/aluminum bimetallic castings[J]. *Scripta Materialia*, 2014, 86: 52–55.
- [21] LI Guang-yu, JIANG Wen-ming, GUAN Feng, et al. Effect of different Ni interlayers on interfacial microstructure and bonding properties of Al/Mg bimetal using a novel compound casting[J]. *Journal of Manufacturing Processes*, 2020, 50: 614–628.
- [22] JIN Y J, KHAN T I. Effect of bonding time on microstructure and mechanical properties of transient liquid phase bonded magnesium AZ31 alloy[J]. *Materials & Design*, 2012, 38: 32–37.
- [23] 李念奎, 凌 杲, 聂 波, 等. 铝合金材料及其热处理技术[M]. 北京: 冶金工业出版社, 2019: 144.
- LI Nian-kui, LING gao, NIE Bo, et al. Aluminum alloy material and its heat treatment technology[M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2019: 144.
- [24] LIU Wen-sheng, LONG Lu-ping, MA Yun-zhu, et al. Microstructure evolution and mechanical properties of Mg/Al diffusion bonded joints[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2015, 643: 34–39.
- [25] 张 辉. 铝镁异种金属液固复合铸造及界面组织性能研究[D]. 安徽: 合肥工业大学, 2015.
- ZHANG hui. Investigation of interfacial structure and performance of dissimilar bonding of Mg/Al bimetallic castings by compound casting process[D]. Anhui: Hefei University of Technology, 2015.
- [26] YIN Fu-xing, LIU Can-chun, ZHANG Yong-guang, et al. Effect of Ni interlayer on characteristics of diffusion bonded Mg/Al joints[J]. *Materials Science and Technology*, 2018, 9: 1104–1111.
- [27] LIU Ning, LIU Can-chun, LIANG Chun-yong, et al. Influence of Ni interlayer on microstructure and mechanical properties of Mg/Al bimetallic castings[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2018, 49(8): 3556–3564.
- [28] 李增贝. Mg/Al双金属液固复合连接的研究[D]. 哈尔滨: 哈尔滨工程大学, 2014.
- LI Zeng-bei. Study on liquid-solid composite bonding of Mg/Al[D]. Harbin: Harbin Engineering University, 2014.
- [29] 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.
- YANG Shi-jie, LI Yuan-dong, CAO Chi, et al. Effect of A356 cladding temperature on interfacial microstructure and mechanical properties of AZ31/A356 rolled composite plate[J]. *Materials Review*, 2019(14): 2397–2402.
- [30] JIANG Wen-ming, FAN Zi-tian, LI Guang-yu, et al. Effects of melt-to-solid insert volume ratio on the microstructures and mechanical properties of Al/Mg bimetallic castings produced by lost foam casting[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2016, 47(12): 6487–6497.
- [31] PENG Zi-long, ZHOU Tao-shuai, LI Yi-nan, et al. Microstructure and mechanical performance of AZ31/2024 dissimilar alloy joints using a multi-interlayer of Ni/Al/Zn via ultrasonic-assisted transient liquid phase bonding[J]. *Materials & Design*, 2021, 197: 109218.
- [32] ANNE GAJANAN, RAMESH M R, SHIVANANDA NAYAKA H, et al. Development and characteristics of accumulative roll bonded Mg-Zn/Ce/Al hybrid composite[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2017, 724: 146–154.
- [33] 乔及森, 李晓艳, 夏宗辉. Zn作中间层的镁铝复合材料挤压成形微观组织与力学性能研究[J]. *锻压技术*, 2019, 44(7): 144–149.
- QIAO Ji-sen, LI Xiao-yan, XIA Zong-hui. Study on microstructure and mechanical properties of extrusion for magnesium-aluminum composite with Zn as intermediate layer[J]. *Forging and Stamping Technology*, 2019, 44(7): 144–149.

Microstructure and properties of aluminum/magnesium bimetallic casting composites

YANG Hao-kun¹, QIU Jin¹, ZHOU Hong-wei¹, LI Yuan-dong^{1,2}, LIU Wen-jing¹, SONG Zhao-xi¹

(1. State Key Laboratory of Advanced Processing and Recycling of Nonferrous Metals,
Lanzhou University of Technology, Lanzhou 730050, China;

2. Key Laboratory of Nonferrous Metal Alloys and Processing, Ministry of Education,
Lanzhou University of Technology, Lanzhou 730050, China)

Abstract: Using 6061 aluminum alloy as the pouring melt and AZ31B magnesium alloy as the solid substrate, the Al/Mg bimetallic composite was prepared by the solid-liquid compound casting method. The effects of 6061 aluminum alloy melt pouring temperature of on the interface structure, width, phase composition and mechanical properties of the composites were mainly studied. The results show that with the increase of pouring temperature of 6061 aluminum alloy melt, the width of interface transition zone of composite increases from 360 μm increased to 1120 μm . And the volume fraction of intermetallics increases. When the pouring temperature of 6061 aluminum alloy melt ranges from 660 to 700 $^{\circ}\text{C}$, a well metallurgical bonding interface of 6061 and AZ31B bimetal can be obtained. The vicinity of the interface can be divided into five different regions. Aluminum alloy matrix area, magnesium alloy matrix area, and the area near the aluminum alloy side are mainly composed of $\alpha(\text{Al})$ and Al_3Mg_2 phases, and the area near the magnesium alloy side is mainly composed of $\alpha\text{-Mg}$ and $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ phases, and the intermediate transition zone is composed of $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ and Al_3Mg_2 phases, $\text{AlMg}_4\text{Zn}_{11}$ phase is found in the intermediate transition zone, which is effective to improve the interface bonding performance of the composite. When the pouring temperature of 6061 aluminum alloy melt is 680 $^{\circ}\text{C}$, the interface bonding strength of the composites is up to the maximum, in which the shear strength is 39 MPa and the tensile strength is 49.5 MPa.

Key words: 6061 aluminum alloy; AZ31B magnesium alloy; bimetal compound casting; interface structure; mechanical property

Foundation item: Project(17YF1GA021) supported by the Key Program of Research and Development of Gansu Province, China

Received date: 2021-04-12; **Accepted date:** 2021-09-16

Corresponding author: LI Yuan-dong; Tel: +86-931-2976688; E-mail: liyd_lut@163.com

(编辑 龙怀中)