

Mg/Al 双金属固相复合界面特征与性能

王春晖^{1,2)}, 李昕童³⁾, 钱凌云^{1,2)}, 付华栋⁴⁾, 程兰月⁵⁾, 孙朝阳^{1,2)}✉

1) 北京科技大学机械工程学院, 北京 100083 2) 北京科技大学金属轻量化成形制造北京市重点实验室, 北京 100083 3) 北京航星机器制造有限公司, 北京 100013 4) 北京科技大学材料科学与工程学院, 北京 100083 5) 北汽福田汽车股份有限公司, 北京 102206

✉通信作者, E-mail: suncy@ustb.edu.cn

摘 要 Mg/Al 双金属层状复合材料因兼具镁合金低密度和铝合金耐腐蚀的特性, 在轻量化与高性能成形制造方面应用需求巨大。而金属材料接触面在固态下直接结合的双金属固相复合工艺, 因避免了液-液复合或液-固复合中氧化、夹杂等缺陷对复合材料性能的影响, 在双金属复合技术中具有显著的优势。为阐明 Mg/Al 双金属固相复合过程中热变形条件对复合界面特征和性能的影响规律, 开展了变形温度 300 ~ 430 °C、应变率 $5 \times 10^{-3} \sim 1 \text{ s}^{-1}$ 和变形量 20% ~ 40% 条件下的热压缩复合实验, 采用扫描电镜、能谱仪和维氏硬度仪获得了复合界面的微观形貌、元素和硬度的分布规律。结果表明: 随着应变率降低、变形量增加和变形温度升高, 元素扩散时间增长、扩散能力增强, 过渡区总厚度增加, 形成了 $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 相和 Al_3Mg_2 相组成的高硬度金属间化合物层。在此基础上, 通过建立金属间化合物层的厚度演化模型, 结合双金属冶金结合的临界变形量计算公式, 构建了 Mg/Al 双金属复合界面特征随热变形条件演化图。计算结果说明: 较高温度 ($>400 \text{ °C}$) 和较高应变率 ($\sim 1 \text{ s}^{-1}$) 的变形条件在保证 Mg/Al 双金属冶金结合同时, 可以抑制金属间化合物层的出现和长大, 从而有助于良好复合界面的实现。

关键词 Mg/Al 双金属; 复合界面; 元素扩散; 微观组织; 厚度演化模型

分类号 TG146.22

Characteristics and properties of Mg/Al bimetallic solid-phase composite interfaces

WANG Chunhui^{1,2)}, LI Xintong³⁾, QIAN Lingyun^{1,2)}, FU Huadong⁴⁾, CHENG Lanyue⁵⁾, SUN Chaoyang^{1,2)}✉

1) School of Mechanical Engineering, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China

2) Beijing Key Laboratory of Lightweight Metal Forming, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China

3) Beijing Hangxing Machinery Manufacturing Co., Ltd., Beijing 100013, China

4) School of Materials Science and Engineering, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China

5) Beiqi Foton Motor Co., Ltd., Beijing 102206, China

✉Corresponding author, E-mail: suncy@ustb.edu.cn

ABSTRACT Mg/Al bimetallic layered composites are in great demand for lightweight and high-performance manufacturing applications owing to the advantageous combination of the low density of magnesium alloys and the corrosion resistance of aluminum alloys. The bimetallic solid-phase composite fabrication process, in which the contact surfaces of metal materials are directly combined in the solid state, offers significant advantages in bimetallic composite technology. This process avoids the detrimental effects of oxidation, inclusions, and other defects that can impact the performance of composite materials formed through liquid-liquid or liquid-solid composite processes. Temperature, strain rate, and strain are critical parameters in many joining and forming processes of Al/Mg alloy hybrid structures/components, but the relationship between these parameters and interfacial bonding strength remains to be quantified. In this study, hot compression composite experiments were conducted to elucidate the influence of heat deformation

收稿日期: 2024-04-09

基金项目: 国家重点研发计划资助项目 (2022YFE0123700); 国家自然科学基金资助项目 (52305335, U23A20537, 52211530441); 中央高校基本科研业务费专项资金资助项目 (FRF-TP-22-039A1)

conditions on the performance of the Mg/Al bimetallic composite interface. The experiments were performed at deformation temperatures of 300–430 °C, strain rates of 5×10^{-3} – 1 s^{-1} , and strains of 20%–40%. A scanning electron microscope with energy dispersive spectroscopy (SEM–EDS) and a Vickers hardness tester were used to analyze the microstructure, element distribution, and hardness distribution of the composite interface. The results showed that the bonding interface was not effectively formed owing to the presence of micro-gaps at a strain of 0.2 or a temperature of 300 °C. Furthermore, the strain rate mainly affected the shape of the bonding interface, indicating that strain and temperature were the critical factors influencing metallurgical bonding in the bimetallic compounding process. As the strain rate decreased and deformation and temperature increased, the element diffusion time increased, and diffusion ability improved. This resulted in a thicker transition region and the formation of high-hardness intermetallic compounds (IMCs) composed of $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ and Al_3Mg_2 phases. According to this, an evolution model of the intermetallic compound layer thickness in the transition region, parameterized by the elemental diffusion activation energy, was established. Through the incorporation of the critical strain required for the bimetal to achieve metallurgical bonding, a diagram illustrating the evolution of the Mg/Al bimetallic composite interface under various heat deformation conditions was constructed. Metallurgical bonding was achieved through the complete diffusion of metal atoms at the interface; however, the hardness and brittleness of the resulting intermetallic compound layer were not conducive to the quality of the Mg/Al bimetallic interface. Therefore, considering metallurgical bonding and the characteristics of the intermetallic compound layer is essential. Controlling the extent of elemental diffusion allowed for minimizing the thickness of the intermetallic compound layer while ensuring effective interfacial metallurgical bonding. The calculation results indicated that deformation conditions of higher temperature ($>400 \text{ °C}$) and higher strain rate ($\sim 1 \text{ s}^{-1}$) could inhibit the formation and growth of the intermetallic compound layer while ensuring metallurgical bonding, thus contributing to a high-quality composite interface. The combination of high strain rates and high temperatures enabled the formation of a fully bonded interface with a minimal intermetallic compound layer thickness, maximizing bonding strength. The research findings and developed models can guide the optimization of parameters associated with the Mg/Al bimetallic joining or forming process via plastic deformation.

KEY WORDS Mg/Al bimetallic; composite interface; element diffusion; microstructure; thickness evolution model

轨道交通、武器装备和航空航天等领域的高速发展对金属结构件的抗腐蚀、比强度、比刚度等性能提出了更高要求,金属成形工艺向着结构轻量化和性能综合化的方向发展^[1–2]. 镁合金具有密度小、尺寸稳定性高和抗冲击性的优势,但较差的耐腐蚀性阻碍了其应用. 铝合金其强度高且表层氧化膜表现为良好的耐腐蚀性. 镁铝合金复合材料能够更好地兼顾轻质、高强和耐蚀等多种性能,有望在更苛刻的环境服役^[3–4]. 因此,对于 Mg/Al 双金属复合机理、组织调控和理论建模等方面的研究具有深刻的科学意义和广泛的应用前景,已经引起越来越多的关注.

双金属固相复合工艺相较于其他复合方法不需要将金属加热到熔融状态,因而具有环保节能、性能稳定、工艺灵活和应用广泛的优势,其制备方法主要有轧制复合法^[5]、爆炸复合法^[6]、挤压复合法^[7]、扩散复合法^[8]等. 这些复合工艺的基本原理都是通过双金属材料在一定温度、变形量和复合时间内压缩变形,破坏接触表面上的氧化膜,实现金属间原子的相互扩散,从而形成冶金结合^[7,9]. 然而,在 Mg/Al 双金属复合过程,过渡区域中形成的金属间化合物表现出异于基体材料的硬脆性,通过诱导裂纹的萌生和生长制约着 Mg/Al 双金属结

合性能,因此其制备的关键在于调控 $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 相和 Al_3Mg_2 相组成的金属间化合物层. 一方面,低温固相连接技术在金属冶金结合过程中利用其低温状态抑制金属间化合物生长,已被应用于双金属复合工艺. Zhao 等^[10]就是基于该原理开发了一种水下搅拌摩擦焊接工艺,用于连接 AZ31 镁合金和 6013 铝合金. 此外,研究人员还开发了快速复合技术通过减少元素扩散连接的时间减少金属间化合物层厚度. Zhang 等^[11]采用爆炸复合法实现了 AZ31B 和 AA6061 双金属固相连接,由于结合界面处原子反应时间短,金属间化合物层尚未完全形成. 在这些双金属固相复合工艺中,变形温度、应变率和变形量是决定 Mg/Al 复合界面微观结构和结合强度的关键因素,因此有必要阐明热变形固相复合条件对 Mg/Al 双金属复合效果的影响规律.

本文以 AZ80 镁合金和 6061 铝合金为研究对象,开展不同变形温度、应变率及变形量条件下的双金属热压缩复合实验,通过观察复合界面特征与微观组织对界面结合效果进行评价,研究变形参数对双金属界面复合机理与性能的影响规律. 在此基础上,建立过渡区金属间化合物层的厚度演化模型,结合双金属实现冶金结合的临界变形量计算公式,构建 Mg/Al 双金属固相复合质量图,

基于调控金属间化合物的角度确定复合效果最佳的变形条件.

1 Mg/Al 双金属热压缩复合实验

1.1 实验材料

实验材料为 AZ80 镁合金与 6061 铝合金, 化学成分如表 1 所示. 经机械加工制成 $\phi 9\text{ mm}\times 12\text{ mm}$ 的圆柱状试样, 进行打磨、抛光与酒精超声清洗以去除试样表层氧化膜、油污和其他可能影响复合质量的杂质.

1.2 实验方法

Mg/Al 双金属热压缩复合实验流程如图 1 所示. 为模拟以轧制复合成形为代表的双金属复合工艺过程, 参照金属在轧制过程中变形区的应力状态, 设计单向热压缩复合实验. 采用 Gleeble-1500 热模拟实验机进行双金属圆柱试样的热压缩复合, 利用热电偶丝测量复合界面温度, 以 $5\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$ 的速率升温至目标温度, 当压缩至对应的变形量后真空冷却. 根据轧制复合的变形量和应变率^[12], 选择双金属热压缩变形量分别为 20%、30%、40%, 应变率为 5×10^{-3} 、 10^{-2} 、 10^{-1} 、 1 s^{-1} . 参考 Mg-Al 二元相图^[4], 由于在 $450\text{ }^{\circ}\text{C}$ 左右的温度条件下 Mg/Al 复合界面会发生剧烈的共晶反应, 两侧基体被完全消耗熔化, 所以变形温度分别设置为 300、350、 $400\text{ }^{\circ}\text{C}$. 另外, 研究发现界面过渡区中镁基固溶体和 $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 相在 $437\text{ }^{\circ}\text{C}$ 温度下也会发生共晶反应^[13], 为了对比更高温度下的界面结合效果, 额外补充了变形温度 $430\text{ }^{\circ}\text{C}$ 的热压缩实验.

为保证双金属热压缩复合得到尽可能紧密连接的复合试样, 实验前需要对待复合面进行表面处理, 主要包括打磨、抛光和有机溶剂超声清洗处理. 值得注意的是, 这里的表面处理过程仅仅通过提高表面光洁度和去除较厚的氧化层, 增大双金属在微观尺度上的接触面积. 即使热压缩实验在真空环境中进行, 也无法完全隔绝表面氧化过程, 因此仍旧会存在一定面积的薄氧化膜, 这也在其他金属固相复合机理的实验研究中同样体现和说明^[9, 14].

将变形后试样沿轴线方向进行线切割, 经过

环氧树脂冷镶嵌、打磨和抛光, 采用 ZEISS LEO 1450 扫描电镜 (Scanning electron microscope, SEM) 对界面微观组织和形貌进行观察, 并结合 KEVEX-superdry 能谱仪 (Energy disperse spectroscopy, EDS) 对界面处两侧组成元素进行分析, 通过线扫描测定 Mg、Al 元素的浓度分布. 采用 HXD-1000TM 维氏硬度计测定试样的显微硬度, 施加载荷为 0.25 N , 保持时间为 15 s , 获得界面两侧过渡区的硬度分布. 图 2 为镁铝双金属热压缩前后试样状态, 其中图 2(a) 为未变形初始试样, (b)、(c) 和 (d) 分别为变形量 20%、30%、40% 的复合试样.

2 实验结果与分析

2.1 不同变形条件下复合界面的形貌特征

在复合金属制备过程中, 除了基体材料自身的性能外, 变形温度、变形量和应变率等变形条件是决定复合性能优劣的三个关键因素. 为了厘清这三种变形条件对界面结合状态的影响规律, 首先在控制同一温度和变形量的情况下, 进行不同应变率的热压缩复合实验. 如图 3 所示, 在变形温度 $430\text{ }^{\circ}\text{C}$ 、变形量 40% 时, 不同应变率的双金属复合试样界面形貌图, 其中图 3(a)、(b)、(c) 分别表示应变率为 10^{-2} 、 10^{-1} 、 1 s^{-1} 时的复合界面形貌特征. 在三个应变率条件下, Mg/Al 双金属复合后界面都表现出明显的过渡区, 并且没有出现尚未结合的缝隙, 基于界面形貌的角度说明复合效果较为良好. 然而, 在加载应变率 1 s^{-1} 时, 由于该变形条件下加载应变率较高, 根据当前实验压缩变形量评估的复合时间较短, 元素扩散过程难以完全实现, Mg/Al 双金属界面处出现少数的微孔洞, 并且过渡区厚度相比较较小, 这可能会降低界面结合强度^[15-16].

同时, 考虑到双金属试样表面具有一定的粗糙度和氧化膜, 初始接触过程实际上是粗糙轮廓尖端之间的挤压变形^[9], 高应变率下接触面上金属间协调流动不充分, 加剧了金属表面相互接触的不均匀流动, 复合界面趋向形成锯齿状或波纹状特征. 在对其他异种金属的固相结合过程中也有发现^[14], 应变率的增加会显著增加界面处接触压力, 从而促进双金属界面的紧密接触. 界面上的微

表 1 AZ80 镁合金和 6061 铝合金的化学成分 (质量分数)

Table 1 Chemical composition of AZ80 magnesium alloy and 6061 aluminum alloy (mass fraction)

Materials	Mg	Al	Zn	Mn	Fe	Si	Cu	Cr	Ti
AZ80 alloy	Bal	8.9	0.53	0.20	<0.01	<0.01	<0.01		
6061 alloy	1.0	Bal	<0.20	<0.15	0.41	0.58	0.30	0.30	<0.02

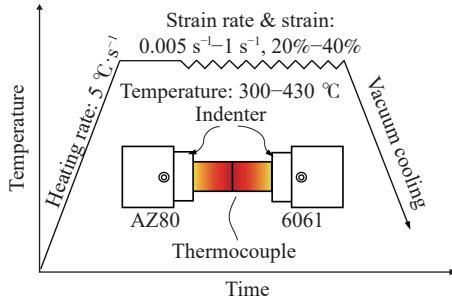


图 1 Mg/Al 双金属热压缩实验

Fig.1 Schematic of the Mg/Al bimetallic hot compression test

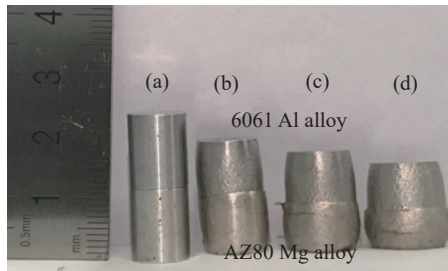


图 2 Mg/Al 双金属热压缩不同变形量的试样形态. (a) 初始试样; (b) 20%; (c) 30%; (d) 40%

Fig.2 Sample morphology of Mg/Al bimetallic hot compression at different strains: (a) 0%; (b) 20%; (c) 30%; (d) 40%

小氧化物的周围会诱导应变集中并聚集位错, 而高位错密度会导致晶界向复合界面弓出, 进而发生动态再结晶, 形成所谓波纹状界面. 研究发现^[6, 17]锯齿状或波纹状复合界面不仅可以大大提高材料的抗拉强度和剪切强度, 还可以过消耗裂纹扩展

能量提高复合材料的结合强度. 因此, 应变率在改善和降低复合界面结合质量两方面都有可能发挥作用.

进一步, 为了揭示变形量对界面结合状态的影响规律, 在控制同一温度和应变率的情况下, 进行不同变形量的热压缩复合实验. 图 4 为变形温度 400 °C、应变率 10^{-2} s^{-1} 下, 不同变形量的双金属复合界面的形貌图, 其中图 4(a)、(b)、(c) 分别表示变形量为 20%、30%、40% 时的复合界面形貌特征. 在变形量为 20% 时, 两侧基体尚未有效复合, 中间出现约 $4 \mu\text{m}$ 宽的缝隙. 随着变形量的增大, Mg/Al 界面过渡区越明显, 缝隙的宽度和长度显著减小, 直至 40% 变形量下两基体实现了良好结合. Yu 等^[15]在 AZ31BMg/6063Al 塑性变形复合实验中也发现类似的现象, 大变形量促进了接触表面的氧化膜破裂, 两侧内部金属因而更紧密接触, 这说明变形量是决定双金属是否发生冶金结合的关键. 值得注意的是, 相同的应变率下, 不同变形量对应双金属结合的时间也不相同, 长时间的复合过程更有利于界面完全结合.

同样地, 为了说明界面结合状态随变形温度的变化规律, 通过控制同一变形量和应变率, 开展不同变形温度的热压缩复合实验. 图 5 为变形量 40%、应变率 10^{-1} s^{-1} 下, 不同变形温度的双金属材料复合界面微观形貌图, 其中图 5(a)、(b)、(c) 分别

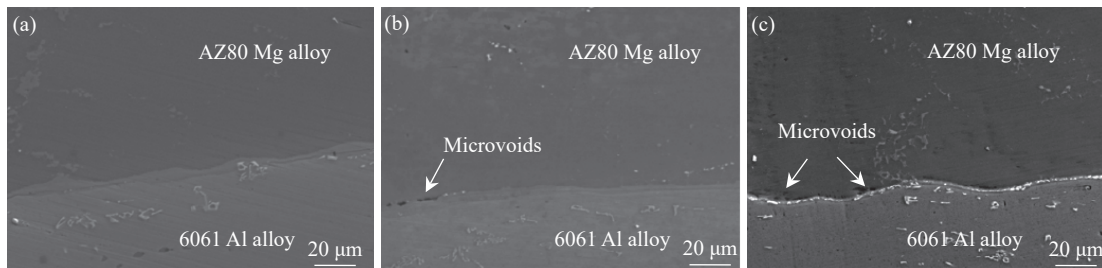


图 3 变形温度为 430 °C、变形量为 40%, 不同应变率的复合界面的形貌特征. (a) 10^{-2} s^{-1} ; (b) 10^{-1} s^{-1} ; (c) 1 s^{-1}

Fig.3 Morphological characteristics of the interface formed at different strain rates with a deformation temperature of 430 °C and a strain of 40%: (a) 10^{-2} s^{-1} ; (b) 10^{-1} s^{-1} ; (c) 1 s^{-1}

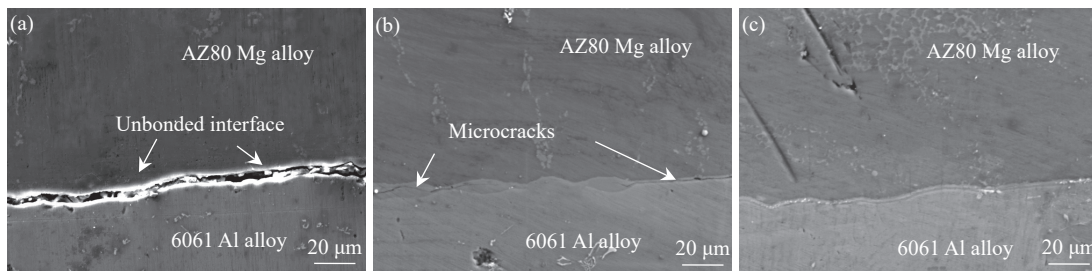


图 4 变形温度为 400 °C、应变率为 10^{-2} s^{-1} , 不同变形量的复合界面的形貌特征. (a) 20%; (b) 30%; (c) 40%

Fig.4 Morphological characteristics of the interface formed at different strains with a deformation temperature of 400 °C and a strain rate of 10^{-2} s^{-1} : (a) 20%; (b) 30%; (c) 40%

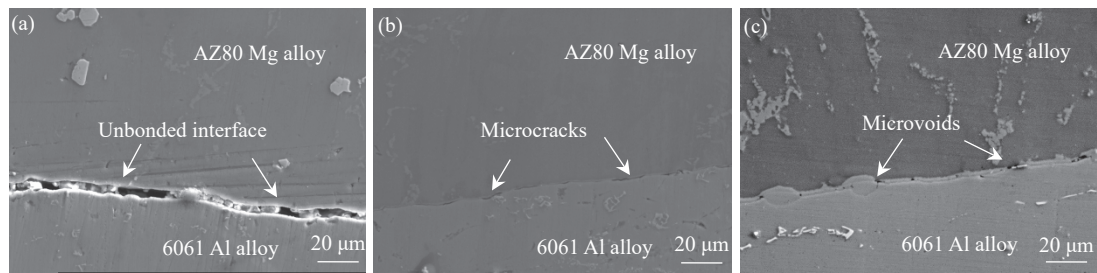


图5 变形量为40%、应变率为 10^{-1} s^{-1} ，不同变形温度的复合界面的形貌特征。(a) 300 °C; (b) 350 °C; (c) 400 °C

Fig.5 Morphological characteristics of the interface formed at different deformation temperatures with a strain of 40% and a strain rate of 10^{-1} s^{-1} : (a) 300 °C; (b) 350 °C; (c) 400 °C

表示变形温度为300、350、400 °C时的结合界面形貌特征。可以看出，在300 °C变形温度下，即使变形量达到40%，两侧基体之间仍旧有约5 μm的缝隙，显然未达到结合状态。随着温度的升高，Mg/Al界面处由微缝隙转变为少数的微孔洞，过渡区也越明显。其中，图5(c)中的界面形貌是由于在两侧粗糙尖端金属通过氧化层破裂实现内层接触和元素扩散连接时，破裂分散的氧化物可以通过团聚分布在结合面的边缘位置，阻碍了两侧原子相对扩散，造成局部圆弧形结合区域两侧微孔洞。

2.2 不同变形条件下结合界面的元素分布

考虑到进一步量化分析不同应变率、变形量和变形温度对复合金属结合面过渡区特征的影响，首先需确定过渡区的元素和相组成。如图6(a)所示，以变形量40%、应变率 10^{-2} s^{-1} 以及变形温度430 °C条件下的复合试样为例进行分析，该条件下的复合界面的结合效果良好。采用能谱仪依次对图中过渡区4个位置点(“1”、“2”、“3”、“4”)进行扫描，得到对应位置的元素组成和相，如表2所示。由能谱分析结果可知，近镁侧过渡区主要由镁基固溶体(δ)和 $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ (γ)相组成，近铝侧过渡区主要由铝基固溶体(α)和 Mg_2Al_3 (β)相组成^[18]，其中 $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 相和 Mg_2Al_3 相属于金属间化合物。

依据复合试样界面的微观形貌，将A区域表示为镁合金基体，B区域表示近镁侧过渡区，C区域表示近铝侧过渡区，D区域则为铝合金基体。对过渡区形貌特征观察，发现近铝侧过渡区厚度大于近镁侧过渡区，这是因为在两侧金属通过元素扩散反应进行界面结合时， Al_3Mg_2 相的生长系数高于 $\text{Al}_{12}\text{Mg}_{17}$ 相^[19]，相同的复合时间中近铝侧过渡区生长厚度更大。采用显微硬度仪在每个区域进行3次显微硬度测量，获得了如图6(b)所示的界面不同区域的平均硬度变化曲线，A、B、C、D四个区域分别对应的平均维氏硬度值约为68 HV、336 HV、341 HV、66 HV。过渡区域B和C对应的

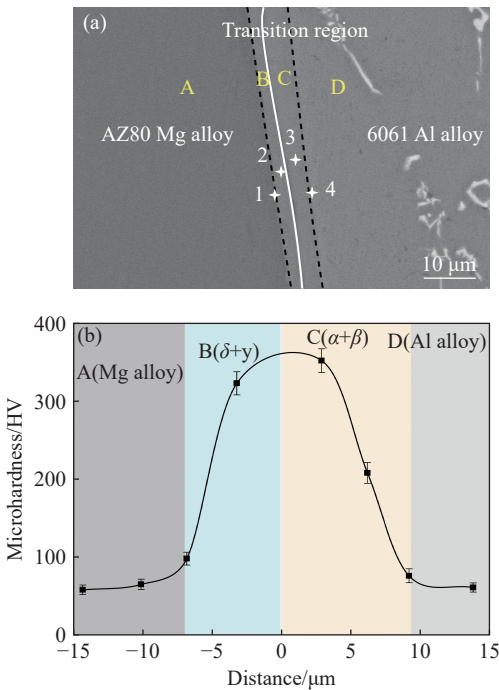


图6 变形量为40%、应变率为 10^{-2} s^{-1} 和变形温度为430 °C的试样复合界面的过渡区。(a) 扫描电镜微观形貌; (b) 不同区域硬度分布

Fig.6 Interface of the transition region (outlined by dashed dark lines) formed at a strain of 40%, a strain rate of 10^{-2} s^{-1} , and a deformation temperature of 430 °C: (a) SEM micrograph; (b) hardness distribution of different regions

表2 EDS点元素分析结果

Table 2 EDS point analysis results of the interface transition region			
Number	At fraction/%		Possible phase
	Mg	Al	
1	74.27	25.73	$\text{Mg}+\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$
2	50.36	49.64	$\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}+\text{Mg}_2\text{Al}_3$
3	40.22	59.78	Mg_2Al_3
4	2.77	97.23	Al

维氏硬度值明显高于A、D基体区域硬度，说明过渡区域的固溶体，特别是金属间化合物具有典型的高硬度特征。这在其他Mg/Al复合界面的研究中也得到证实^[3]，即复合过程中两侧金属原子相互

扩散, 在满足热力学与动力学的条件时, 扩散的元素之间发生反应形成金属间化合物, 该物质表现为高熔点、高硬度和低断裂韧性等特点, 将大大削弱复合界面的结合强度. 因此, 在 Mg/Al 复合金属制备工艺中, 需要通过调控界面过渡区中间相的厚度和分布, 从而实现良好的双金属复合质量.

除了考虑不同应变率、变形量和变形温度下结合界面形貌特征, 还需要定量地对比这三种变形条件对过渡区元素分布和相组成的作用. 图 7 为变形温度 430 °C、变形量 40%, 不同应变率条件下的双金属材料复合界面的元素分布曲线. 由图可知, 在所有应变率下, 界面处元素强度变化趋势相同, 近镁侧过渡区镁元素浓度最高, 距离镁侧越远镁元素浓度越低, 铝元素浓度正好相反. 值得注意的是, 当应变率在 10^{-2} s^{-1} 和 10^{-1} s^{-1} 时, 由于镁和铝元素扩散时间较长, 一定区域内镁和铝原子数量比满足一固定值, 表现为在浓度变化曲线中形成两个阶梯型平台, 如图 7(a) 和 (b) 中的 II 和 III 区, 对该区域 EDS 点元素分析, 确定其分别为近镁侧过渡区的 $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 相和近铝侧过渡区的 Mg_2Al_3

相. 另外的 I 和 IV 区元素浓度随距离不断变化, 没有出现固定原子数量比, 对应的分别为镁基固溶体和铝基固溶体. 对比发现, 高应变率 (1 s^{-1}) 下金属间化合物没有出现, 但只要金属实现冶金结合, 就会开始形成两种固溶体. 这也从侧面说明 Mg/Al 复合界面过渡区演化机理^[12, 18], 即在一定温度下, 两侧基体金属元素随着时间逐渐相互扩散, 形成两种固溶体, 当镁和铝原子数量比达到固定值, 金属间化合物出现.

在应变率 $10^{-2} \text{ s}^{-1} \sim 1 \text{ s}^{-1}$ 之间, 通过对图 7(a) ~ (c) 中元素的原子数分数变化趋势进行特征识别, 确定界面过渡区总厚度分别约为 17.35、9.93、6.89 μm , 如图 7(d) 所示, 表现为过渡区总厚度随着应变率的提高而减少. 基于相同变形量的前提, 加载应变率的高低对应的是元素扩散时间的长短, 高应变率下元素难以通过扩散形成较厚的过渡区, 更不具备生成稳定金属间化合物的条件^[15].

考虑到变形过程对过渡区元素扩散效果的影响, 图 8 为变形温度 400 °C、应变率 10^{-1} s^{-1} , 不同变形量的双金属复合界面的元素分布曲线. 当 Mg/Al

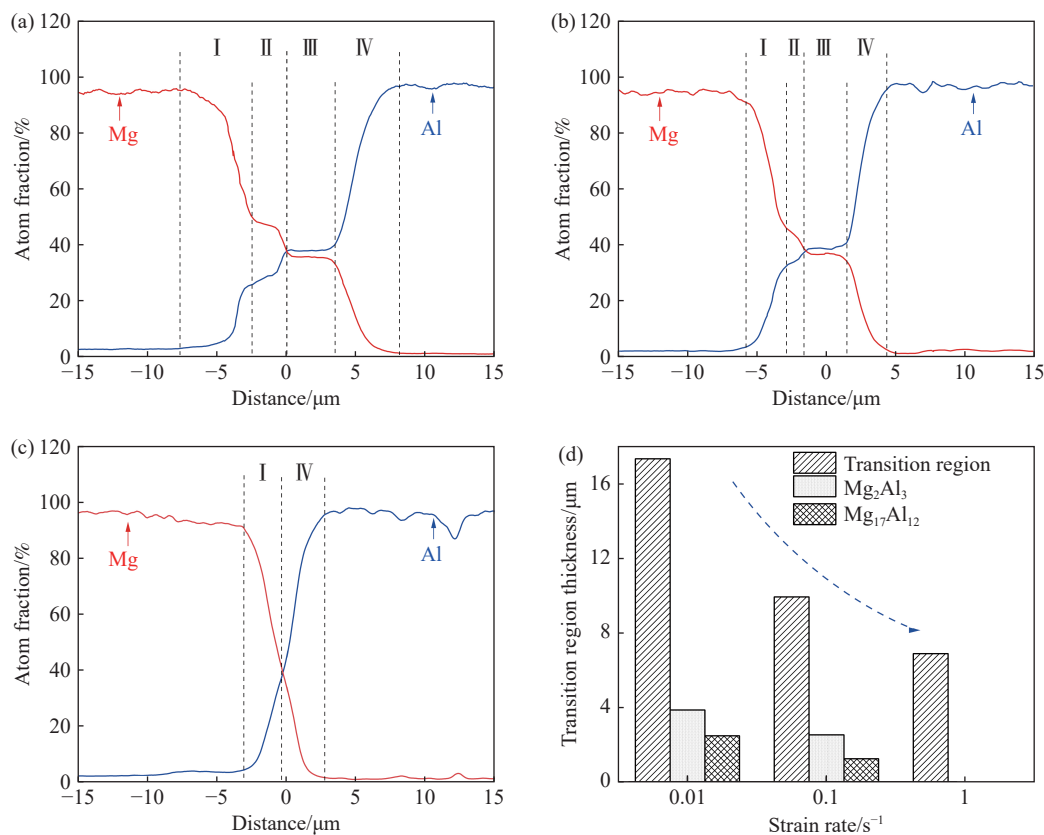


图 7 变形温度为 430 °C、变形量为 40%, 不同应变率的复合界面附近 Al 和 Mg 元素的扩散曲线. (a) 10^{-2} s^{-1} ; (b) 10^{-1} s^{-1} ; (c) 1 s^{-1} ; (d) 过渡区各相厚度

Fig.7 EDS line scan diagrams of Mg and Al near the composite interface at different strain rates with a deformation temperature of 430 °C and a strain of 40%: (a) 10^{-2} s^{-1} ; (b) 10^{-1} s^{-1} ; (c) 1 s^{-1} ; (d) thickness values of the transition regions

材料复合过程的变形量为 20% 时, 如图 8(a) 所示, 由于压缩复合过程中变形量过小, 界面两侧金属未能完全通过氧化膜破裂达到充分接触以实现有效复合, 无法形成元素浓度逐渐变化的过渡区, 只是表现为缝隙两侧元素浓度的陡变, 这与图 4(a) 扫描电镜图中缝隙的形貌特征一致. 而在图 8(b) 和 (c) 中 30% 和 40% 变形量的条件下, EDS 线扫描的 Al 和 Mg 元素扩散曲线则出现显著的过渡区, 总厚度分别约为 13.56 μm 、15.21 μm , 并且都是由 I 区 (镁基固溶体)、II 区 ($\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 相)、III 区 (Mg_2Al_3 相) 和 IV 区 (铝基固溶体) 组成. 由此可见, 变形量对于双金属通过冶金结合实现界面复合与否具有重要作用, 而在过渡区出现后, 变形量对过渡区的产物无明显的影响. 另外, 相同应变率下较大的变形量可能通过增加金属复合时间促进过渡区形成. Tayyebi 等^[20] 在研究 Al/Cu/Mg 多层材料累积轧制复合时, 也发现大变形仅有助于金属间化合物层形核, 而对过渡区后续增厚的影响较小.

变形温度对过渡区厚度演化和相组成的影响也值得关注, 图 9 为变形量 40%、应变率 10^{-1} s^{-1} ,

不同变形温度下的双金属材料复合界面的元素的原子数分数分布曲线. 当变形温度为 300 $^{\circ}\text{C}$ 时, 与图 5(a) 相同条件下的界面形貌对应, 由于复合界面仅有极少部分区域接触, 存在明显缝隙. 对应的元素分布曲线如图 9(a) 所示, 缝隙两侧的元素没有发生相互扩散, 尚未形成具有冶金结合特征的过渡区. 当变形温度为 350 $^{\circ}\text{C}$ 时, 如图 9(b), 界面形成了镁元素过渡区与铝元素过渡区, 在过渡区内镁元素的上升趋势与铝元素的下降趋势均较陡, 两区交界处元素浓度相比 300 $^{\circ}\text{C}$ 时明显提高; 随着变形温度的进一步升高, 当变形温度为 400 $^{\circ}\text{C}$ 时, 界面过渡区增大, 并且两元素的浓度呈现出明显的阶梯型变化, 出现了 II 区 ($\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 相) 和 III 区 (Mg_2Al_3 相), 在近铝侧和近镁侧过渡区都生成了稳定的金属间化合物层, 如图 9(c) 所示. 对过渡区厚度统计分析, 结果如图 9(d) 所示, 350 $^{\circ}\text{C}$ 和 400 $^{\circ}\text{C}$ 温度下过渡区厚度分别为 5.69 μm 、8.43 μm , 过渡区厚度随复合温度的升高显著增加. 考虑到过渡区通过元素扩散机制实现冶金结合, 温度对元素扩散能力具有显著作用, 过低的温度使得远低于扩散激活能, 无法生成有效的结合面过渡区^[21-22].

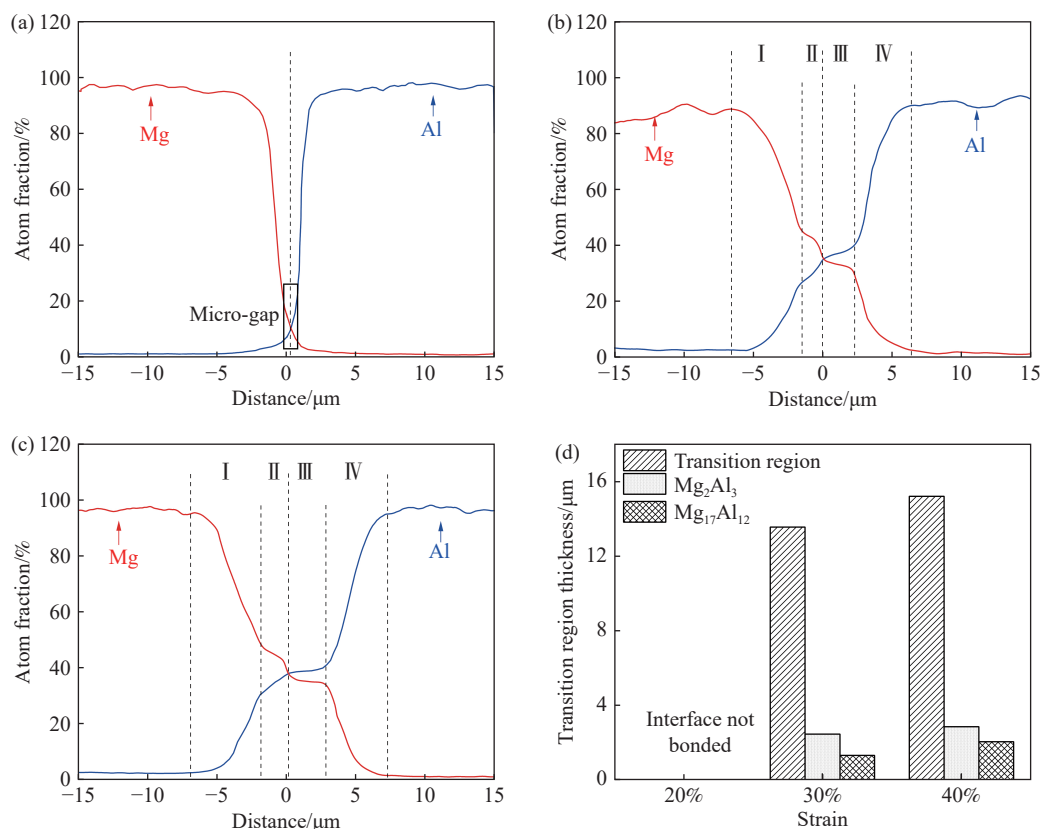


图 8 变形温度为 400 $^{\circ}\text{C}$ 、应变率为 10^{-2} s^{-1} , 不同变形量的复合界面附近 Al 和 Mg 元素的扩散曲线. (a) 20%; (b) 30%; (c) 40%; (d) 过渡区各相厚度

Fig.8 EDS line scan diagrams of Mg and Al near the composite interface at different strains with a deformation temperature of 400 $^{\circ}\text{C}$ and a strain rate of 10^{-2} s^{-1} : (a) 20%; (b) 30%; (c) 40%; (d) thickness values of the transition regions

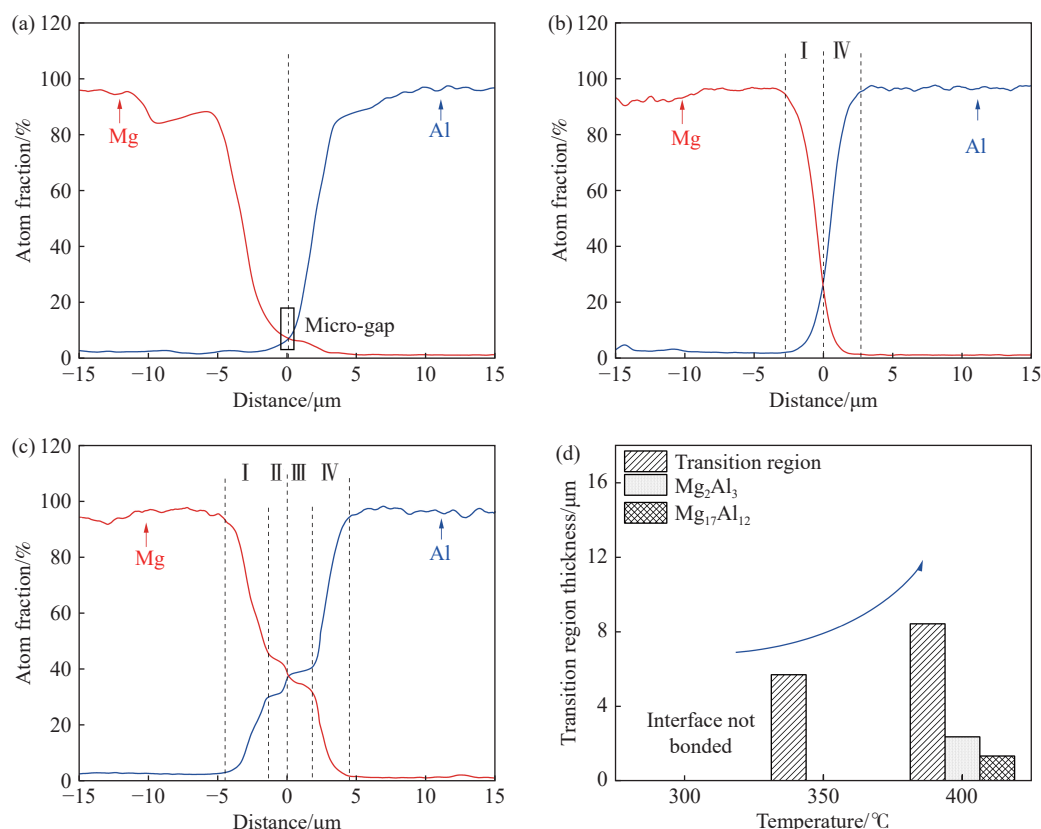


图9 变形量为 40%、应变率为 1 s^{-1} ，不同变形温度的复合界面附近 Al 和 Mg 元素的扩散曲线。(a) 300 °C；(b) 350 °C；(c) 400 °C；(d) 过渡区各相厚度

Fig.9 EDS line scan diagrams of Mg and Al near the composite interface at different deformation temperatures with a strain of 40% and a strain rate of 1 s^{-1} : (a) 300 °C; (b) 350 °C; (c) 400 °C; (d) thickness values of the transition regions

因此, 变形温度、变形量和应变率等变形条件对 Mg/Al 双金属复合界面过渡区生成影响规律如下: 随着应变率降低、变形量增加和变形温度升高, 双金属间元素扩散时间增长、扩散能力增强, 过渡区总厚度呈现增加的趋势, 形成了 $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 相和 Al_3Mg_2 相组成的金属间化合物层。其中变形量和变形温度是决定双金属界面冶金结合发生与否的关键因素, 应变率和变形量则是通过调整复合时间对过渡区厚度演化发挥作用。

需要注意的是, 虽然结合界面上各个组元金属中原子的相互扩散会提高界面结合效果, 但通过这种扩散所形成的金属间化合物硬脆相会降低复合界面强度, 影响复合界面结合质量^[12, 15]。复合过程中需要综合考虑两方面影响因素, 将元素扩散水平控制在合适范围内。

3 复合界面微观演化模型

复合界面处元素的扩散行为对界面结合状态和界面强度起着重要作用, 特别是金属间化合物层的出现决定着复合界面的结合性能, 因此, 对过渡区金属间化合物层厚度的演化进行预测, 有

助于通过变形条件调控复合界面质量。根据前期研究者们的工作^[12, 21, 23]和实验测量结果, 过渡区金属间化合物的长大与扩散时间之间的关系服从抛物线规律, 其厚度演化为:

$$d = kt^n \quad (1)$$

式中: d 是过渡区金属间化合物厚度, μm ; k 为层间扩散系数, $\mu\text{m} \cdot \text{s}^{-1}$; n 为扩散指数; t 为元素发生扩散的时间, s 。考虑到热压缩复合过程中, 扩散发生的时间大致是变形量与应变率比值, 厚度演化公式为:

$$d = k(\varepsilon/\dot{\varepsilon})^n \quad (2)$$

式中: ε 为热压缩复合的总变形量; $\dot{\varepsilon}$ 则是加载应变率, s^{-1} 。由于复合过程中, 元素扩散系数、扩散激活能与温度之间满足阿伦尼乌斯 (Arrhenius) 关系, 层间扩散系数 k 可表达为:

$$k = k_0 \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad (3)$$

式中: k_0 是扩散常数, $\mu\text{m} \cdot \text{s}^{-1}$; Q 是层间扩散激活能, $\text{J} \cdot \text{mol}^{-1}$; R 是通用气体常数 ($8.314 \text{ J} \cdot \text{mol}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$); T 则是热力学温度, K 。

综上, 热压缩变形参数和过渡区金属间化合

物层厚度的关系是:

$$d = k_0 \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) (\varepsilon/\dot{\varepsilon})^n \quad (4)$$

对公式(2)和(3)取自然对数的形式分别表示为:

$$\ln d = \ln k + n \ln(\varepsilon/\dot{\varepsilon}) \quad (5)$$

$$\ln k = \ln k_0 + -\frac{Q}{RT} \quad (6)$$

根据公式(5), $\ln(\varepsilon/\dot{\varepsilon})$ (即 $\ln t$) 与 $\ln d$ 的关系如图 10(a) 和 (b) 所示, 拟合线的斜率表示扩散指数 n 的值, 对于 Mg_2Al_3 相 n 为 0.167, 而对于 $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 相 n 为 0.302. 两相扩散指数的平均值大约为 0.235, 与 Yu 等^[15] 计算的金属间化合物层厚度演化扩散指数(0.263)较为一致.

根据公式(6), $\ln k$ 与 $1/T$ 的关系如图 10(c) 和 (d) 所示, 其中斜率和截距分别表示 $-Q/R$ 和 $\ln k_0$ 的值, 因此, 层间扩散激活能 Q 和扩散常数 k_0 分别为 $3.651 \times 10^4 \text{ J} \cdot \text{mol}^{-1}$ (Mg_2Al_3 相)、 $3.812 \times 10^4 \text{ J} \cdot \text{mol}^{-1}$ ($\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 相), 以及 $1.035 \times 10^3 \mu\text{m} \cdot \text{s}^{-1}$ (Mg_2Al_3 相)、 $0.586 \times 10^3 \mu\text{m} \cdot \text{s}^{-1}$ ($\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 相). 由计算结果可知, Mg 在 Al 基体中扩散所需克服的激活能高于 Al

在 Mg 基体中, Mg_2Al_3 相比 $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 更容易形核; 而 Mg 在 Al 基体中扩散常数大于 Al 在 Mg 基体中, 说明 Mg_2Al_3 相比 $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 具有更高的生长速度, 相似的结论也在其他 Mg/Al 双金属扩散连接接头的分析^[18] 中得到印证.

因此, 过渡区金属间化合物厚度演化模型可表示为:

$$d_{\text{Mg}_2\text{Al}_3} = 1.035 \times 10^3 \exp\left(-\frac{3.651 \times 10^4}{RT}\right) (\varepsilon/\dot{\varepsilon})^{0.167} \quad (7)$$

$$d_{\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}} = 0.586 \times 10^3 \exp\left(-\frac{3.812 \times 10^4}{RT}\right) (\varepsilon/\dot{\varepsilon})^{0.302} \quad (8)$$

基于过渡区金属间化合物厚度演化模型公式(7)和(8), 计算得到 10^{-2} s^{-1} 应变率下 Mg_2Al_3 和 $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 相的厚度随温度和变形量的变化规律与实验结果对比如图 11 所示. 结果表明, 随着温度升高或者复合时间的延长, 过渡区 Mg_2Al_3 相和 $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 相厚度都有所增加, 符合热力学扩散规律. 两组数据较为吻合, 证明了当前预测模型的可靠和合理.

根据前人研究结果^[20], 当 Al 和 Mg 试样被压缩时, 初始接触只发生在被氧化膜覆盖的表面的

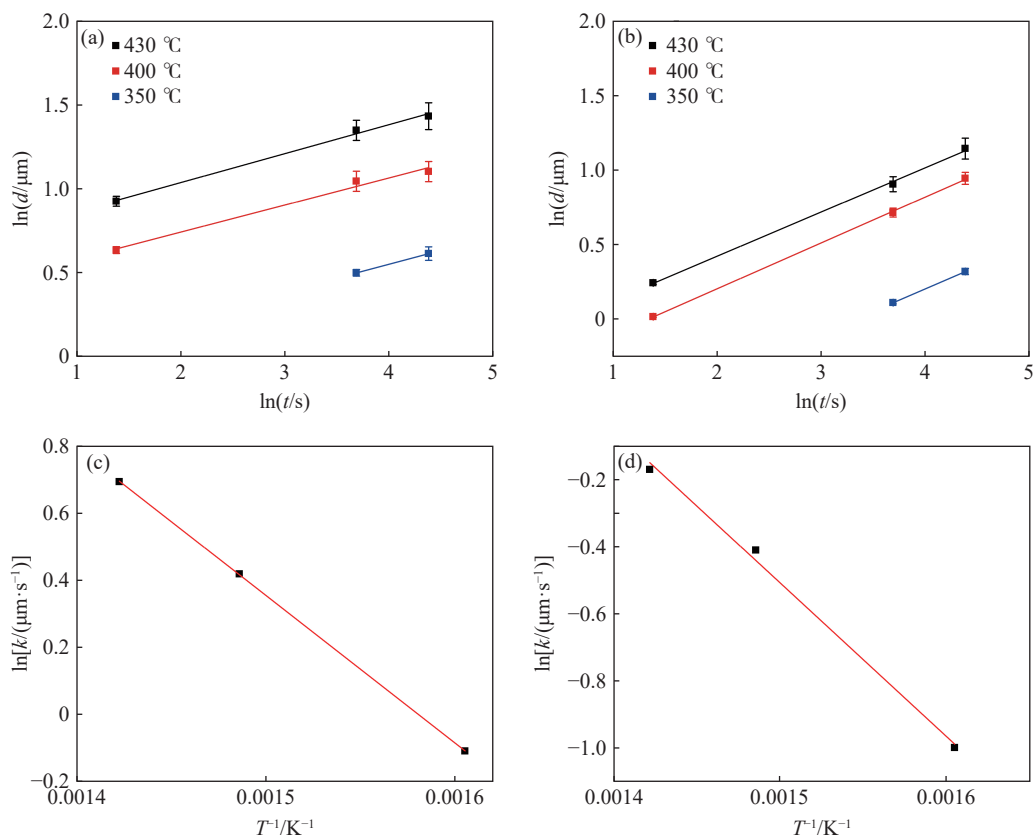


图 10 过渡区 (a) Mg_2Al_3 相和 (b) $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 相的 $\ln t$ 与 $\ln d$ 的关系; (c) Mg_2Al_3 相和 (d) $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 相的 $\ln k$ 与 $1/T$ 的关系

Fig.10 Relationship between $\ln t$ and $\ln d$ of (a) Mg_2Al_3 and (b) $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$; relationship between $1/T$ and $\ln k$ of (c) Mg_2Al_3 and (d) $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ in transition regions

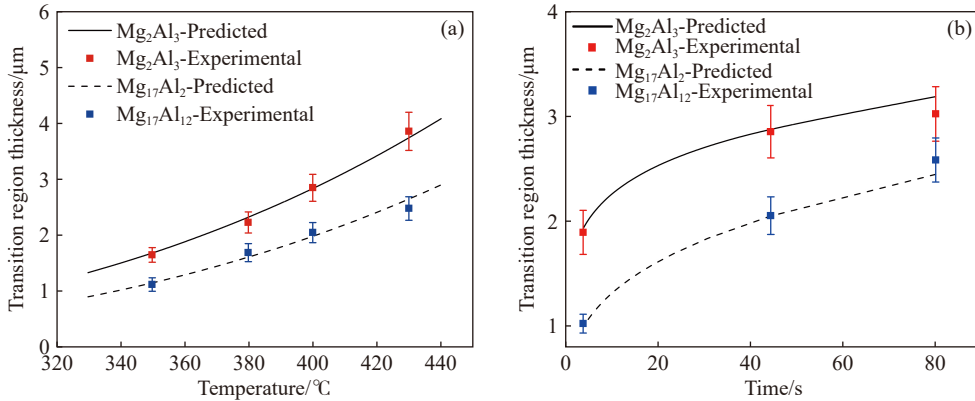


图 11 过渡区 Mg_2Al_3 相和 $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 相厚度随 (a) 复合温度和 (b) 复合时间的实验测量值与模型预测值对比

Fig.11 Comparison between measured and predicted thickness values of Mg_2Al_3 and $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ in transition regions under different compression conditions: (a) temperatures and (b) holding times

粗糙尖端. 随着变形的增大, 一方面氧化膜因界面拉伸而断裂; 另一方面, 暴露的内部金属也会被困在缝隙的空气氧化. 在内部金属表面充分接触之前, Mg/Al 双金属界面无法实现冶金结合. 根据 Cooper 等提出的界面结合理论^[24], 双金属界面开始发生冶金结合存在一个临界变形, 对于铝合金和镁合金来说, 该临界变形量可分别表示为:

$$\eta_{\text{Al}} = \left(50000 \times r_{\text{eq}} \times \cos \varphi_{\text{eq}} \times \frac{298}{T} \right) \cdot \zeta \quad (9)$$

$$\eta_{\text{Mg}} = \left(30000 \times r_{\text{eq}} \times \cos \varphi_{\text{eq}} \times \frac{298}{T} \right) \cdot \zeta \quad (10)$$

式中: r_{eq} 代表粗糙度高度的均方根, μm , 可以通过粗糙度测量; φ_{eq} 是粗糙轮廓尖端倾斜角, ($^\circ$); ζ 则为复合界面变形和总体变形的转换系数. 根据文献 Mg/Al 双金属复合下^[15] 参数确定 $r_{\text{eq}} \approx 20 \mu\text{m}$, $\varphi_{\text{eq}} \approx 0.2^\circ$, $\zeta \approx 0.6$. 当变形温度为 400°C 时, 对于 Al 侧和 Mg 侧金属发生冶金结合的临界变形量 η_{Al} 和 η_{Mg} 分别为 27% 和 16%, 取两者之间的最大值, 因此该温度下的变形量 η 应不小于 27%. 这与实验结果一致, 即当变形量为 20%, 界面两侧金属未能充分接触以实现有效复合, 随着变形增大到 30% 和 40%, Mg/Al 双金属实现了冶金结合.

4 Mg/Al 双金属复合界面质量预测

根据不同应变率、变形量和温度条件下双金属复合界面微观形貌和元素扩散特征, 对界面结合效果进行评价, 可分为 5 种情况, 分别为两侧基体明显分离、界面存在微缝隙和微孔洞、界面复合良好且少金属间化合物层、显著金属间化合物层、两基体融化失效. 根据相关文献和实验结果分析, 镁、铝合金复合界面间的反应过程^[15] 如图 12: Mg/Al 双金属通过塑性变形以实现两表面的紧密接

触, 并在足够的变形条件下内部金属出现在接触界面; 高温状态达到元素扩散激活能后, 激活原子迁移, 发生镁和铝元素的相互扩散, 并形成以镁基固溶体和铝基固溶体为主要成分的过渡区; 随着残存的空洞持续闭合, 较高的温度和较长的时间促使元素充分扩散, 界面过渡区不断增厚, 同时在两种金属接触的结合处形成稳定的金属间化合物层.

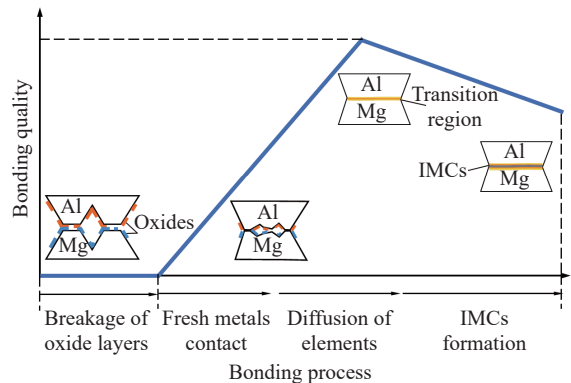


图 12 双金属复合过程结合界面演化示意图

Fig.12 Schematic illustrating the evolution of the bonding interface during bimetallic composite processes

基于 Xu 等^[14] 工作, 双金属热压缩实现冶金结合的激活能为:

$$Q_w = \lambda \exp\left(\frac{RT}{Q}\right) \varepsilon \quad (11)$$

式中, λ 为应力状态相关常量, Q_w 为冶金结合的激活能, 可以定量评价变形条件下提供的能量. 由此可见, 更高的温度和更大的变形量, 将明显有助于激活双金属冶金结合.

另一方面, 基于金属间化合物层厚度 d_{IMCs} 随热压缩变形参数演化模型, 公式(4)简化为:

$$d_{\text{IMCs}} = k_0 \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \left(\frac{\varepsilon}{\dot{\varepsilon}}\right)^n \quad (12)$$

上述公式说明,金属间化合物层在低变形温度、低变形量和高应变率下不容易形成和长大。如前所述,界面上各组元金属原子的相互扩散才会实现冶金结合,然而后续形成的金属间化合物层的硬脆性不利于 Mg/Al 双金属界面结合质量,所以需要综合考虑冶金结合与否和金属间化合物层两方面影响:即通过调控元素扩散的程度,在实现界面冶金结合的同时,尽可能减少金属间化合物层厚度。

为了直观地分析双金属界面结合状态随变形条件的变化,以公式(7)和(8)计算的过渡区金属间化合物总厚度 d_{IMCs} ($d_{\text{Mg}_2\text{Al}_3}$ 和 $d_{\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}}$ 之和),以及公式(9)和(10)计算的界面结合临界变形量 η (η_{Al} 和 η_{Mg} 之间较大者)为指标,绘制 Mg/Al 双金属复合界面特征随热变形条件演化图,确定适宜条件的热变形窗口。如图 13 所示,展示的是变形量 50% 的条件下,以金属间化合物厚度 d_{IMCs} 和临界变形量 η 双指标叠加的界面特征演化图。由图可知,变形温度越高,应变率越小,形成的金属间化合物厚度越大。这与实验中测量的规律一致,说明金属间化合物的形成本质上是热力学扩散过程,足够高的温度和足够长的时间都有助于金属间化合物层的形成和长大。而界面结合的临界变形量不受应变率的影响,只随温度而改变,只要复合界面附近的变形量达到冶金结合的标准便可以复合。

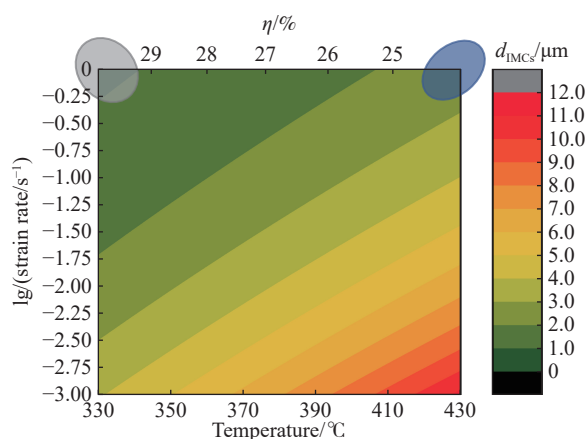


图 13 Mg/Al 双金属复合界面特征随热变形条件演化图

Fig.13 Evolution of Mg/Al bimetallic composite interfacial characteristics under heat deformation conditions

如图 13 灰色区域所示,此处的金属间化合物层厚度最小,似乎复合质量最好。然而,考虑到其复合条件是低温度($<350\text{ }^{\circ}\text{C}$)和高应变率($\sim 1\text{ s}^{-1}$),基于界面结合的临界变形量计算模型(9)和(10),冶金结合的临界变形量 η 高于其他温度下的临界

变形量,说明在较低的温度区间结合界面需要更大变形才能实现冶金结合;另外低温区不利于界面通过热塑性变形复合,导致界面结合失效^[7,14]。

因此,与文献[4,14–15]对于 Mg/Al 双金属复合质量的评估一致,较高温度($>400\text{ }^{\circ}\text{C}$)和较高应变率($\sim 1\text{ s}^{-1}$)的蓝色热变形窗口更能保证 Mg/Al 双金属结合效果。当然,过高的温度会($>430\text{ }^{\circ}\text{C}$)会导致 Mg/Al 双金属复合界面发生剧烈共晶反应从而熔化失效^[25–26]。

总体来讲,适当高的复合温度、较快的加载应变率和更高的压缩变形量会在保证冶金结合同时,抑制硬脆金属间化合物的形核和长大,从而实现 Mg/Al 双金属界面良好的结合效果。

5 结论

本文开展了不同变形温度、应变率和变形量下的 Mg/Al 双金属热压缩复合实验,通过扫描电镜、能谱仪和维氏硬度仪获得了复合界面的微观形貌、元素和硬度的分布规律,结合复合界面特征随热变形条件演化模型,对双金属结合界面复合效果及其影响因素进行分析,得出如下结论:

(1) Mg/Al 双金属复合效果受温度、变形量和应变率多种变形条件的影响,过小的变形量(20%)或过低的温度($300\text{ }^{\circ}\text{C}$)下,结合界面由于出现缝隙尚未有效复合,而应变率只对结合界面形状发挥作用,说明双金属复合过程中变形量和温度是决定冶金结合与否的关键。

(2) Mg/Al 双金属通过高温激活元素扩散,形成以镁基固溶体、铝基固溶体以及 $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 相和 Al_3Mg_2 相金属间化合物层组成的过渡区,中间金属间化合物层的硬度显著高于基体硬度,对复合界面的结合强度不利。随着应变率降低、变形量增加和变形温度升高,元素扩散时间增长、扩散能力增强,过渡区总厚度增加,形成了高硬度金属间化合物层。

(3) 结合实验结果建立了金属间化合物的厚度演化模型,并确定了冶金结合的临界变形量,在此基础上绘制 Mg/Al 双金属复合界面特征随热变形条件演化图,研究发现较高温度($>400\text{ }^{\circ}\text{C}$)和较高应变率($\sim 1\text{ s}^{-1}$)的热变形窗口区会在保证冶金结合同时,抑制硬脆相的形核和长大,从而有助于良好复合界面的实现。

参 考 文 献

- [1] Zhang T, Xu H, Li Z J, et al. Development and present situation of

- laminated metal composites. *Chin J Eng*, 2021, 43(1): 67
(张婷, 许浩, 李仲杰, 等. 层状金属复合材料的发展历程及现状. 工程科学学报, 2021, 43(1): 67)
- [2] Oberhausen G, Cooper D R. Modeling the strength of aluminum extrusion transverse welds using the film theory of solid-state welding. *J Mater Process Technol*, 2024, 324: 118254
- [3] Li G Y, Jiang W M, Guan F, et al. Preparation, interfacial regulation and strengthening of Mg/Al bimetal fabricated by compound casting: A review. *J Magnes Alloys*, 2023, 11(9): 3059
- [4] Liu T T, Song B, Huang G S, et al. Preparation, structure and properties of Mg/Al laminated metal composites fabricated by roll-bonding, a review. *J Magnes Alloys*, 2022, 10(8): 2062
- [5] Qin Q, Deng J C, Zang Y, et al. Factors influencing the combined performance of hot-rolled bimetallic composite plates prepared via hot compression. *Chin J Eng*, 2018, 40(4): 469
(秦勤, 邓俊超, 臧勇, 等. 热压 316L/Q345R 复合板的结合性能. 工程科学学报, 2018, 40(4): 469)
- [6] Li X H, Sun W X, Li X P, et al. Research status and preparation methods of Mg–Al alloy layered metal composites. *Mater Res Appl*, 2023, 17(4): 636
(黎小辉, 孙炜翔, 李晓沛, 等. 镁铝合金层状复合材料研究现状与制备技术. 材料研究与应用, 2023, 17(4): 636)
- [7] Li Z X, Rezaei S, Wang T, et al. Recent advances and trends in roll bonding process and bonding model: A review. *Chin J Aeronaut*, 2023, 36(4): 36
- [8] Negendank M, Mueller S, Reimers W. Coextrusion of Mg–Al macro composites. *J Mater Process Tech*, 2012, 212(9): 1954
- [9] Wang Y P, Liu Y H, Pay S D, et al. A study of solid-state bonding-by-hot-deforming mechanism in Inconel 718. *J Mater Process Technol*, 2021, 295: 117191
- [10] Zhao Y, Lu Z P, Yan K, et al. Microstructural characterizations and mechanical properties in underwater friction stir welding of aluminum and magnesium dissimilar alloys. *Mater Des* (1980—2015), 2015, 65: 675
- [11] Zhang T T, Wang W X, Zhang W, et al. Microstructure evolution and mechanical properties of an AA6061/AZ31B alloy plate fabricated by explosive welding. *J Alloys Compd*, 2018, 735: 1759
- [12] Bi X L, Hu Y J, Li R F, et al. A novel method for preparing Al/Mg/Al laminated composite material, processing maps and interface diffusion analysis. *J Alloys Compd*, 2022, 900: 163417
- [13] Xu Y, Ke L M, Mao Y Q, et al. An innovative joint interface design for reducing intermetallic compounds and improving joint strength of thick plate friction stir welded Al/Mg joints. *J Magnes Alloys*, 2023, 11(9): 3151
- [14] Xu X, Ma X W, Yu S B, et al. Bonding mechanism and mechanical properties of 2196 Al–Cu–Li alloy joined by hot compression deformation. *Mater Charact*, 2020, 167: 110486
- [15] Yu J Q, Zhou W B, Zhao G Q. Influence of strain, temperature, and strain rate on interfacial structure and strength of AZ31BMg/6063Al formed by plastic deformation bonding. *J Manuf Process*, 2021, 65: 299
- [16] Wang P J, Chen Z J, Hu C, et al. Effects of annealing on the interfacial structures and mechanical properties of hot roll bonded Al/Mg clad sheets. *Mater Sci Eng A*, 2020, 792: 139673
- [17] Zhu C C, Xu S W, Gao W L, et al. Microstructure characteristics and mechanical properties of Al/Mg joints manufactured by magnetic pulse welding. *J Magnes Alloys*, 2023, 11(7): 2366
- [18] Liu W S, Long L P, Ma Y Z, et al. Microstructure evolution and mechanical properties of Mg/Al diffusion bonded joints. *J Alloys Compd*, 2015, 643: 34
- [19] Polyakova P V, Pukhacheva J A, Shcherbinin S A, et al. Fabrication of magnesium–aluminum composites under high-pressure torsion: Atomistic simulation. *Appl Sci*, 2021, 11(15): 6801
- [20] Tayyebi M, Adhami M, Karimi A, et al. Effects of strain accumulation and annealing on interfacial microstructure and grain structure (Mg and Al₃Mg₂ layers) of Al/Cu/Mg multilayered composite fabricated by ARB process. *J Mater Res Technol*, 2021, 14: 392
- [21] Li Z, Zhao J W, Jia F H, et al. Interfacial characteristics and mechanical properties of duplex stainless steel bimetal composite by heat treatment. *Mater Sci Eng A*, 2020, 787: 139513
- [22] Shen Y L, Feng G, Gao H J, et al. Research on rolling process of Mg/Al laminated composite strips. *J Plast Eng*, 2023, 30(8): 92
(申依伦, 冯光, 郜豪杰, 等. 镁/铝复合薄带轧制成形工艺研究. 塑性工程学报, 2023, 30(8): 92)
- [23] Zhang W, Hu H J, Gan S L, et al. Microstructural characterization and mechanical behavior of Mg–AZ31B/Al 6063 bimetallic sheets produced by combining continuous shear deformation with direct extrusion. *Mater Today Commun*, 2023, 37: 107164
- [24] Cooper D R, Allwood J M. The influence of deformation conditions in solid-state aluminium welding processes on the resulting weld strength. *J Mater Process Technol*, 2014, 214(11): 2576
- [25] Dietrich D, Nickel D, Krause M, et al. Formation of intermetallic phases in diffusion-welded joints of aluminium and magnesium alloys. *J Mater Sci*, 2011, 46(2): 357
- [26] Guo Y Y, Quan G F, Ren L B, et al. Effect of Zn interlayer thickness on the microstructure and mechanical properties of two-step diffusion bonded joint of ZK₆₀Mg and 5083Al. *Vacuum*, 2019, 161: 353