

退火处理对 Al/ZE42/Al 复合板界面组织和腐蚀行为的影响

刘悦, 王忠军, 金辉, 周乐

(辽宁科技大学, 辽宁鞍山 114051)

摘要: 采用光学显微镜、扫描电镜、盐水浸泡等方法研究了退火热处理工艺对 Al/ZE42/Al 复合板界面微观组织和该复合板在 5.0%NaCl (质量分数) 水溶液中腐蚀行为的影响。实验结果表明: Al/ZE42/Al 复合板经退火处理后, 界面区域发生 Mg 和 Al 等元素的互扩散, 界面扩散层包含 2 个反应层, 靠近 ZE42 镁合金一侧的反应层为 $Mg_{17}Al_{12}$ 相, 靠近 Al 板一侧的反应层为 Al_3Mg_2 相, 随着退火温度的升高或者保温时间的延长, ZE42/Al 界面扩散层的厚度增加, ZE42 镁合金发生了再结晶组织转变; 退火热处理没有明显改善 Al/ZE42/Al 复合板的耐腐蚀性能, 提高了腐蚀速率, 其腐蚀机制为复合板边部向内部扩散而导致的电偶腐蚀加剧。

关键词: ZE42; Al; 界面; 退火; 腐蚀

中图法分类号: TB331

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2016)06-1571-07

镁合金是目前最轻的工程结构材料, 其密度为 1.8 g/cm^3 [1,2], 此外镁合金还具有其他金属所不可替代的性能, 比如高比强度、高比刚度以及减震性好等一系列的优点 [3,4], 但是在镁合金的生产应用中其耐蚀性能差是最大的劣势, 严重限制了镁合金的开发与应用。在室温的大气环境中, Mg 的表面极容易被氧化, 生成致密度系数仅为 0.78 结构疏松的 MgO 薄膜, 这层氧化膜并不能有效的保护镁基体 [5]。目前已经有大量的研究针对镁合金低耐蚀性提出了改善方案, 例如阳极氧化、微弧氧化 [6]、激光熔覆技术 [7] 等等, 但是这些解决方法都难以实现工业化生产, 使得轧制复合技术制备镁铝复合板材成为近几年来研究的热点, 通过借助轧制力将镁合金和铝合金物理作用有效的结合在一起 [8], 制备出 Al/Mg/Al 的三层复合板材, 该复合板兼具 Mg 和 Al 的优点, 既轻巧又耐蚀, 可以有效的解决镁合金低耐蚀性问题, 并且相比其他表面处理方法还能节省较大的生产成本。ZE42 镁合金属于中等 Zn 含量的 Mg-Zn-RE 系镁合金, 其内部加入 Y 和 Er 等稀土元素, 提高了此合金高温抗氧化性和成形性能 [9,10]。目前, 对 ZE42 镁合金复合板的研究文献较少, 并且对 Al/ZE42/Al 复合板材的腐蚀行为尚不清楚。因此本实验选用 Al/ZE42/Al 复合板作为研究对象, 观察该复合板材在不同的热处理工艺参数条件下 ZE42/Al 界面

微观组织的变化过程, 并测定退火处理后的 Al/ZE42/Al 复合板在 5.0%NaCl 水溶液中腐蚀速率, 观察腐蚀形貌, 以期望探究出热处理作用对 Al/ZE42/Al 复合板的界面组织和腐蚀行为的影响规律, 为进一步开发镁合金复合板材提供依据。

1 实验

实验材料为本课题组自制的 ZE42 镁合金热挤压板 (微观组织如图 1 所示, 具体成分见表 1) 和工业铝板 2 种原始板材, 表面打磨去除生成的氧化膜和附着的油污等杂质, 使板材呈现出粗糙表面, 通过轧制复合技术以及退火消除内应力等工序制备 Al/ZE42/Al 三层复合板。

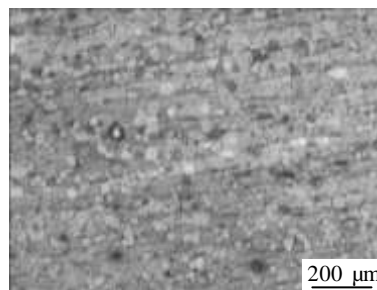


图 1 ZE42 镁合金的金相组织

Fig.1 Microstructure of ZE42 magnesium alloy

收稿日期: 2015-07-13

基金项目: 国家自然科学基金 (51404137); 辽宁省重点实验室开放基金 (2008329)

作者简介: 刘悦, 女, 1990 年生, 硕士生, 辽宁科技大学材料与冶金学院, 辽宁鞍山 114051, 电话: 0412-5929535, E-mail: 1074451520@qq.com

表 1 实验用 ZE42 镁合金的化学成分

Table 1 Chemical composition of experimental ZE42 alloy

(ω/%)				
Zn	Y	Er	Zr	Mg
4.1	1.1	0.5	0.1	Bal.

轧制过程为: ZE42 镁板原始厚度是 2.63 mm, Al 板原始厚度为 0.23 mm, 未轧制前三层板复合的总厚度为 3.09 mm, 经两道次轧制后复合板总厚度变为 1.2 mm。将轧制好的 Al/ZE42/Al 复合板清洗干净, 剪切出大小尺寸相同的试样, 用铝箔包裹放入实验室箱式电阻炉中进行退火处理, Al/ZE42/Al 三层复合板分别在 300, 350, 400, 450 °C 的温度下各自保温 1.0, 2.0, 4.0, 6.0 h。

盐水浸泡实验采用室温下 pH=7, 浓度为 5.0% 的 NaCl 水溶液。浸泡之前, 使用型号为 AB104-S 的电子天平称出 Al/ZE42/Al 试样的原始质量。然后将试样连续浸泡在 NaCl 水溶液中, 每隔半小时取出试样, 去除表面的腐蚀产物, 用蒸馏水清洗干净, 再称量腐蚀后试样质量, 采用失重法确定平均腐蚀速率, 见式 (1), 计算公式为:

$$v=(g_0-g_t)/(S_0T) \tag{1}$$

式中: g_0 为腐蚀前试样的原始质量, mg; g_t 为腐蚀后去除腐蚀产物的试样质量, mg; S_0 为试样总的表面积, cm^2 ; T 为腐蚀时间, h。

2 结果与分析

2.1 界面微观组织

不同的退火时间对 Al/ZE42/Al 复合板界面扩散有明显影响。相同温度 400 °C 下不同时间(1.0, 2.0, 4.0, 6.0 h)退火处理后的 Al/ZE42/Al 复合板界面形貌, 如图 2 所示。宏观观察图 2a~2d 可以看出 Al/ZE42/Al 复合板是由 ZE42 镁合金、扩散区域、Al 板 3 部分组成。图 2a 中经 400 °C, 1.0 h 退火处理过的 Al/ZE42 界面扩散层清晰可见, 厚度大约为 30 μm, 随着保温时间

的延长扩散层厚度逐渐增加, 表明在此退火条件下 Mg、Al 等元素已经发生扩散, 扩散层主要集中在 Al 板一侧, Mg、Zn 等元素越过 Al/ZE42 界面进入 Al 板, 并形成金属间化合物。复合板中间层 ZE42 镁合金内部组织与图 1 相比较, 晶粒尺寸明显变小, 这可能是由于轧制过程中原始晶粒发生拉长变形, 使得 ZE42 镁基体内部积聚了大量的储存能, 在退火处理过程中这部分储存能为 ZE42 镁合金发生静态再结晶提供了动力, 促使变形晶粒转变成细小等轴晶粒, 导致晶粒尺寸下降。图 2b 中复合板界面扩散层厚度进一步加厚, 靠近 ZE42 一侧的扩散层颜色开始加深。ZE42 内部晶粒出现长大趋势, 均匀细小的等轴晶粒周围分散着几个较大的晶粒, 说明 400 °C, 2.0 h 的热处理条件下晶粒长大过程处于初期阶段, 晶粒尺寸增加缓慢。图 2c 中 Al/ZE42/Al 复合板在 400 °C, 4.0 h 热处理过程中元素扩散明显加剧, 从图 2 中可清楚的看到 Al/ZE42 界面扩散层分为 2 个反应层, 靠近 ZE42 镁合金一侧的反应层呈灰黑色, 靠近 Al 板一侧的反应层呈灰白色, 二者界限分明, 可知所含的相有所不同。较高的退火温度使原子的活性增大, 促进金属原子的激活过程, Al、Mg 等元素的相互扩散从而在界面区域形成金属间化合物。随着退火时间的延长, ZE42 镁合金晶粒逐渐长大。图 2d 中复合板中间层 ZE42 镁合金经 6.0 h 退火处理后, 再结晶晶粒继续长大, 等轴晶粒均匀分布, 晶粒尺寸相对于图 2a 来说有明显的增大。大量的研究表明, 扩散层厚度 Δx 与退火扩散时间 t 的关系符合公式 $\Delta x=Kt^{1/n}$, K 为反应速率常数, Δx 随着 t 的增大而增大^[11], 则该退火条件下 Al/ZE42/Al 复合板的扩散层厚度值达到最大, 大约为 100 μm。

不同的退火温度对 Al/ZE42/Al 复合板界面扩散也有较大的影响。ZE42 镁合金中含有稀土元素(Y、Er 等), 这些稀土相的热稳定较高, 在退火过程中可促进再结晶形核, 并且细化再结晶晶粒, 因此可以提高该合金的高温性能以及合金强度。Wang^[9]等研究了不同退火工艺参数对 ZE42 镁合金热挤压板显微组织结构

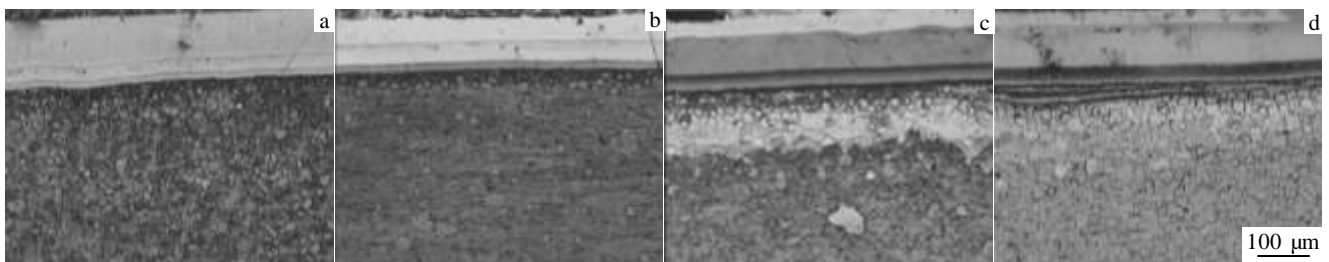


图 2 400 °C 不同时间退火处理后的 Al/ZE42/Al 复合板界面形貌

Fig.2 Microstructure of Al/ZE42/Al when annealing at 400 °C for different time: (a) 1.0 h, (b) 2.0 h, (c) 4.0 h, and (d) 6.0 h

的影响, 指出 200 °C 退火温度下镁合金晶粒尺寸相对较小, 350~400 °C 范围内 ZE42 板材的组织稳定性最好, 此条件下晶粒长大速率较快, 大约为其他温度退火条件下长大速率的 2 倍。与此同时, 结合先前多次试验结果, 可知在 200 °C 较低的退火温度下各种元素扩散非常缓慢, 界面结合区域基本没有出现扩散层, 而当退火温度高于 450 °C 时 Al/ZE42/Al 三层复合板会在退火处理过程中由于温度较高导致复合板四周边部发生熔解, 破坏原始板材。因此, 选择 300, 350, 400, 450 °C 不同的退火温度, 探讨它们对 Al/ZE42/Al 复合板界面扩散的影响规律。

在相同保温时间 1.0 h, 不同退火温度(300, 350, 400, 450 °C)下的 Al/ZE42/Al 三层复合板界面形貌, 如图 3 所示。对比图 3a~3d 可知, 在不同退火温度下的保温过程中, 复合板中间层 ZE42 镁合金均发生了再结晶组织转变。由于 ZE42 镁合金中添加了稀土元素 Y 和 Er, 使得镁基体在再结晶过程中晶粒明显被细化^[12], 在 300 °C, 1.0 h 退火处理后晶粒较为细小, 当升高温度到 350, 400 °C 时, 再结晶晶粒开始逐渐长大, 450 °C

退火后的等轴晶粒尺寸达到最大。晶粒长大过程, 也就是晶粒界面向外不断迁移的过程, 界面迁移的速度受退火温度的影响, 温度越高, 晶界向外迁移的速度越大^[13]。在 300 °C, 1.0 h 退火条件下 Al/ZE42/Al 复合板的界面结合区域没有明显变化, 不能明显观察到金属间化合物的生成, 只能看到 ZE42 镁合金与 Al 板之间有一条黑色分界线, 见图 3a, 这可能是由于退火温度较低导致 Mg、Al 元素扩散速率缓慢, 不能满足生成金属间化合物的条件。图 3b、3c 分别为复合板在 350, 400 °C 下保温 1.0 h 后的界面形貌, 相对于图 3a 来说, ZE42/Al 界面区域生成了非常明显的金属间化合物, 厚度在 40~50 μm。当退火温度达到 450 °C 时, 复合板界面部位的金属间化合物含量继续增多, 此时扩散层厚度在 70~80 μm, 并且清楚的观察到界面扩散层是由 2 种不同的金属间化合物共同组成, 二者界限分明, 如图 3d 所示。随着退火温度的升高, 界面扩散层厚度按正比例规律逐渐增大, 元素内部发生扩散, 扩散层主要分布在 Al 板一侧, 原始纯 Al 板的厚度变小。

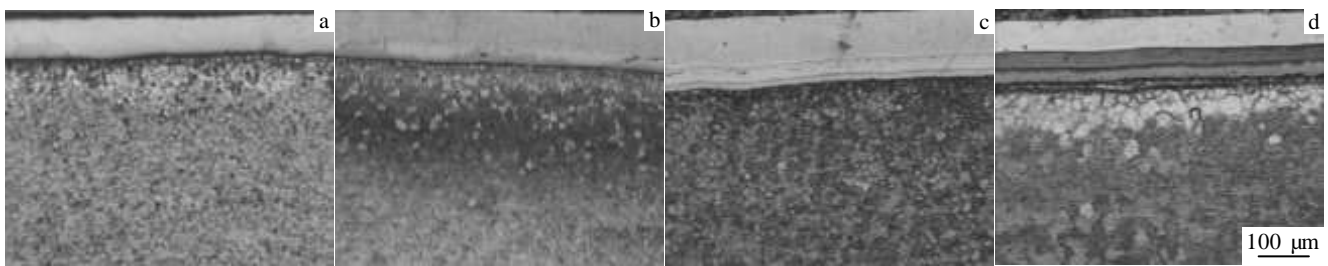


图 3 保温时间 1.0 h, 不同退火温度条件下的 Al/ZE42/Al 复合板界面形貌

Fig.3 Microstructures of Al/ZE42/Al after annealing at different temperatures for 1.0 h: (a) 300 °C, (b) 350 °C, (c) 400 °C, and (d) 450 °C

为了能更准确的鉴定出退火过程中复合板界面区域生成的相变产物, 通过 X 射线衍射仪 (XRD) 进行了判定。Al/ZE42/Al 三层复合板界面区域 X 射线衍射图谱如图 4 所示, 从 XRD 分析结果可知, Al/ZE42/Al 复合板界面区域主要由 α -Mg 相、金属间化合物 $Mg_{17}Al_{12}$ 和 Al_3Mg_2 以及 α -Al 组成。

为了进一步详细的研究 Al/ZE42 /Al 复合板界面结合区域所生成的金属间化合物以及界面扩散层的元素分布, 对 400 °C, 6.0 h 退火处理后的 Al/ZE42/Al 复合板试样进行能谱线扫描分析, 如图 5 所示, EDS 能谱分析结果表明: Al/ZE42/Al 复合板界面区域中包含 Al、Mg、Zn、Y、Er 5 种元素, Mg 和 Al 2 种元素分布非常明显并发生了互扩散, Mg 元素逐渐向 Al 板一侧扩散, 从左向右 Mg 含量随扩散层的增大而减小, 扩散层又具体分为 2 个反应层, 靠近 ZE42 的

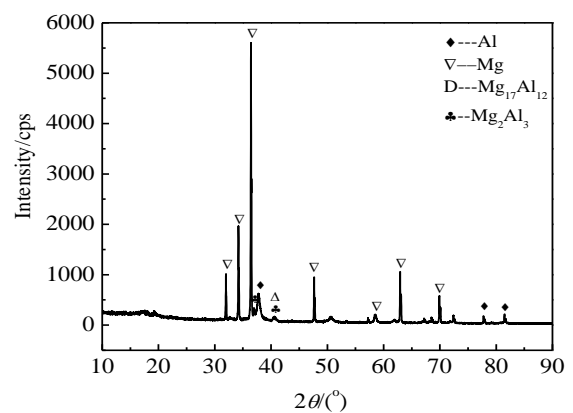


图 4 400 °C, 6.0 h 退火处理后的 ZE42/Al 界面 XRD 图谱
Fig.4 XRD pattern of ZE42/Al interface after annealing at 400 °C for 6.0 h

第 1 反应层 Mg、Al 含量比例不同，靠近 Al 板的第 2 反应层 Mg、Al 含量大致相同。同理，Al 元素向 ZE42 镁合金一侧扩散，从右向左 Al 含量逐渐减小。Zn 元素的含量相对较小，主要分布在 ZE42 镁合金和界面扩散层部位，稀土元素 Y 含量最少，分布较均匀，在 ZE42 镁合金一侧有较小的偏聚。稀土元素 Er 在 Mg 基体、扩散层和 Al 板上均匀分布，没有局部聚集现象。Y 和 Er 两种稀土元素原子半径都为 0.178 nm，有可能扩散溶入进入到界面区域的金属间化合物中，二者晶体结构类型相同，均为密排六方结构，Y 和 Er 元素容易相互置换^[14]。Wu^[15,16] 等采用累积叠轧复合法 (ARB) 制备了纯 Mg/Al5052 多层复合板，研究发现在 Mg/Al 界面处存在大量开裂的金属间化合物，靠近 Mg 侧为 Mg₁₇Al₁₂，靠近 Al 侧为 Al₃Mg₂。结合 Mg-Al 相图和 Mg-Zn 相图、Mg-RE 相图以及相关文献来推断扩散界面的物质，能谱测试结果表明：靠近 ZE42 镁基体的 1 点处 Mg 含量为 94.24% (原子分数，下同)，Al 含量为 3.53%，Zn 的含量为 1.77%，稀土元素 Y 含量为 0.35%，Er 为 0.11%，可以推断出该区域组织可能为 α-Mg 或者 Al 溶于 Mg 中形成的固溶体。2 点位于第 1 反应层附近，此处 Mg 含量为 54.26%，Al 含量为 44.10%，Zn 含量为 1.37%，Y 含量为 0.19%，稀土元素 Er 含量太低可忽略为 0，Mg:Al 的摩尔分数比较接近 17:12，可能为强化相化合物 β-Mg₁₇Al₁₂，其反应层宽度较小，大约为 40 μm，此区域已发生元素大量的扩散渗透。第 2 反应层区域的 3 点位置包含 Mg 含量为 39.07%，Al 含量为 60.03%，Zn 含量为 0.81%，稀土元素 Y 和 Er 含量基本检测不到可忽略为 0，根据 Mg-Al 相图可知该反应层生成了金属间化合物 Al₃Mg₂，其宽度较大，为 70 μm 左右。剩余纯 Al 板在 4 点附近的 Mg 含量为 2.53%，Al 含量为 96.91%，Zn 含量为 0.39%，Y 和 Er 没有扩散到该区域，则推断该区域可能为 α-Al 或者 Mg 溶于 Al 中形成的固溶体^[17,18]。

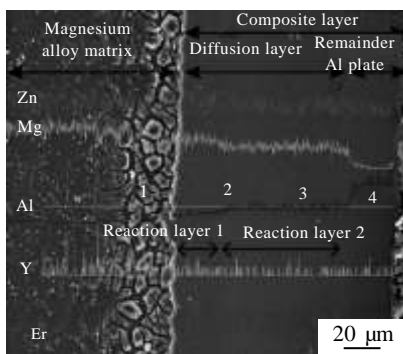


图 5 400 °C 退火 6.0 h 的 ZE42/Al 界面及能谱分析结果
Fig.5 Interface and EDS result of ZE42/Al after annealing at 400 °C for 6.0 h

2.2 腐蚀速率

三层复合板是在较大轧制力的作用下复合而成的，由于组成复合板的 2 种母板 ZE42 热挤压板和工业纯铝板在化学成分、物理性能等方面都有较大的差异，在退火处理过程中会发生合金元素之间的相互扩散、结合边部熔化等现象，并在界面区域生成硬脆相的金属间化合物，容易诱发裂纹生成。另一方面，Al/ZE42/Al 三层复合板在一些实际的服役环境中容易发生电偶腐蚀而使复合板遭到破坏，例如含有大量 Cl⁻ 的海水环境、含有 SO₂ 等潮湿的大气环境。因此，采用盐水浸泡实验对 Al/ZE42/Al 三层复合板的耐蚀性能进行研究。

经 400 °C 不同时间退火处理后，Al/ZE42/Al 复合板在 5.0% 的 NaCl 水溶液中浸泡腐蚀测得的腐蚀速率拟合曲线，如图 6 所示。由图可知，Al/ZE42/Al 复合板退火处理后腐蚀速率提高。未经退火的复合板腐蚀速率相对较小，随着退火时间的延长，腐蚀速率随之增大，当退火时间达到 6.0 h 后，腐蚀速率拟合曲线才有所下降。腐蚀速率增大的原因可能是 Al/ZE42/Al 复合板经 400 °C 退火处理后 Mg、Al 等多种元素发生了扩散，在界面区域形成较厚的扩散层，并生成了 Mg₁₇Al₁₂、Al₃Mg₂ 等金属间化合物相。Song^[19] 等认为 β-Mg₁₇Al₁₂ 相在腐蚀过程中扮演双重角色，既能作为腐蚀微电池的阴极，又能起到镁合金抗腐蚀的作用。这些中间相的腐蚀电位不同，且均比镁合金腐蚀电位高，导致在复合板内部形成多组电偶腐蚀偶对^[20]，金属间化合物以及边缘 Al 板起到电偶阴极的作用，ZE42 镁合金作为阳极加速了镁合金的腐蚀。

2.3 腐蚀形貌

2.3.1 宏观腐蚀形貌

Al/ZE42/Al 复合板在 5.0% NaCl 水溶液中浸泡后观察发现试样表面出现大量白色颗粒状腐蚀产物，见

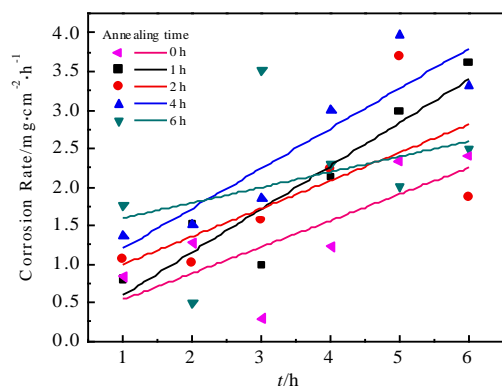


图 6 退火处理对 Al/ZE42/Al 复合板在 NaCl 溶液中腐蚀速率的影响

Fig.6 Effects of annealing on corrosion rates of Al/ZE42/Al

composite plates in NaCl solution

表 2。随着腐蚀时间的延长，Al/ZE42/Al 三层复合板四周的腐蚀情况越来越严重，尤其是处于中间层 ZE42 镁合金出现了明显的腐蚀脱落，而处于外层两侧的 Al 板则有翘起现象，同时 Al 板表面出现了大量的点蚀坑。Al/ZE42/Al 复合板外层由铝板覆盖的地方有较强耐蚀性，这是由于铝板的表面生成了结构致密、牢固的 Al_2O_3 、 $Al(OH)_3$ 保护膜，这层保护膜不易遭到破坏，能抑制表层腐蚀的进行。但是在 NaCl 水溶液中浸泡时间过长， Cl^- 会吸附在 Al 板氧化膜的缺陷处，对 $Al(OH)_3$ 保护膜有穿透作用，直接溶解掉裸露部分的铝。另外， Cl^- 与 Al 可直接发生化学反应，形成了具有较大溶解度的络合物或者中间产物，在 Al 板表面难以生成稳定的含 Cl^- 腐蚀产物^[21]。一旦覆盖在铝表面的氧化膜减薄到一定厚度时，由于铝的高反应活性将导致铝基体快速被破坏，在铝层表面造成点蚀^[22,23]。

2.3.2 微观腐蚀形貌

在 NaCl 溶液中浸泡不同时间 Al/ZE42/Al 复合板不同部位的微观腐蚀形貌，如图 7 所示，浸泡时间分别为 2.0, 4.0 h，图 7a 和 7c 观察的是复合板边部腐蚀形貌，图 7b 和 7d 为复合板中间位置的腐蚀形貌。

随着 Al/ZE42/Al 复合板在 5.0% NaCl 溶液中浸泡时间由 2.0 h 延长到 4.0 h，对比图 7a 和 7c 可以看出 Al/ZE42/Al 复合板在 Al/ZE42 边部界面结合处率先发生腐蚀，ZE42 镁合金溶解程度加剧，腐蚀区域逐渐扩

大，形成大量成片的腐蚀凹陷区，图 7b 和 7d 中复合板中间位置的腐蚀形貌大致相同，主要集中在 ZE42 镁基体发生腐蚀，并且在镁合金内部有杂质或者缺陷的位置易出现较大的腐蚀深坑。两侧的 Al 板有较强的耐蚀性，在 NaCl 溶液中没有遭到严重腐蚀，但是经 4.0 h 浸泡后外层铝板的厚度被明显腐蚀减薄。由于 Al 和 Mg 存在电负性差，Al 板与 ZE42 镁合金相互接触，ZE42 镁合金具有相对较高的电负性作为阳极，第二相、杂质或者扩散层分布的金属间化合物 ($Al_3Mg_2/Mg_{17}Al_{12}$) 作为微小阴极构成内部腐蚀微电偶，同时 ZE42 镁合金作为阳极，Al 板作为阴极构成外部电偶腐蚀，加速基体被腐蚀，其本质是电化学过程。ZE42 与 Al 形成的连接界面有腐蚀电流通过，电偶腐蚀中的阳极相实际上处于一种阳极极化驱动下的阳极溶解状态。镁合金的自腐蚀电位比所有工程材料都要负，因此，经轧制复合后镁合金板材对电偶腐蚀更敏感，尤其是带有氯离子的环境。

为了进一步确定 Al/ZE42/Al 复合板在盐水浸泡环境中所生成的具体腐蚀产物，对浸泡 2.0 h 后的试样腐蚀产物做 X 射线衍射分析。在含有氯离子的环境中，复合板表面覆盖大量的白色颗粒物质，图 8 为 Al/ZE42/Al 复合板腐蚀产物的 XRD 分析结果，可知腐蚀产物大部分是由 $Mg(OH)_2$ 组成，并存在极少的 MgO 和 $MgCl_2$ ，即主要是 Mg^{2+} 以氢氧化物/氧化物等形式而存在的。由于腐蚀浸泡时间较短，外层 Al 板耐蚀性好，被腐蚀程度较低，没有明显的 $Al(OH)_3$ 生成。

表 2 Al/ZE42/Al 复合板在 NaCl 溶液中宏观腐蚀形貌

Table 2 Corrosion morphology of Al/ZE42/Al composite panel in NaCl solution

Time	1.0 h	2.0 h	3.0 h	4.0 h	5.0 h	6.0 h
Al/ZE42/Al corrosion morphology						

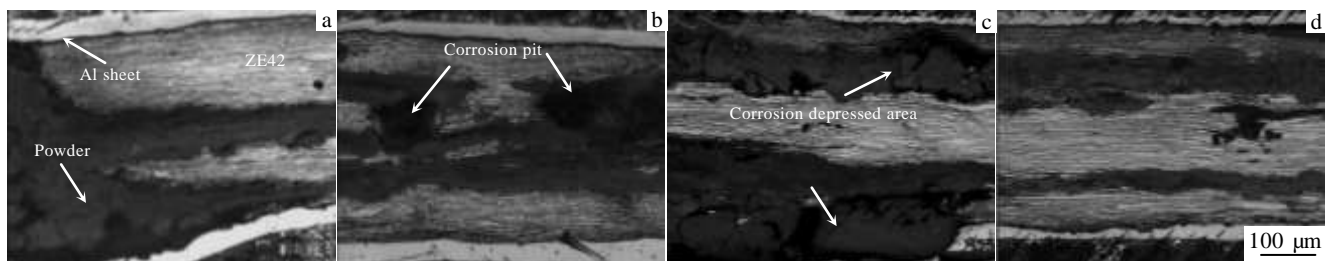


图 7 Al/ZE42/Al 复合板在 NaCl 溶液中不同浸泡时间下的腐蚀形貌

Fig.7 Corrosion morphology of Al/ZE42/Al composite panels in NaCl solution for different immersion time: (a) edge immersed for 2.0 h, (b) middle position of composite plate immersed for 2.0 h, (c) edge immersed for 4.0 h, and (d) middle position of composite plate

immersed for 4.0 h

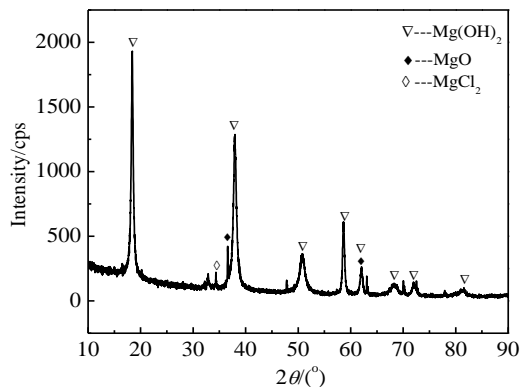
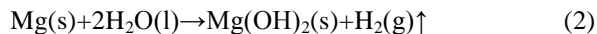


图 8 Al/ZE42/Al 复合板经 NaCl 浸泡后腐蚀产物 XRD 图谱
Fig.8 XRD pattern of Al/ZE42/Al composite plate's corrosion products in NaCl solution

大量文献指出镁合金与其他金属相互接触时易发生电偶腐蚀,其腐蚀机理大致为:在溶液环境下,镁合金与水会发生反应,形成一层 $Mg(OH)_2$ 薄膜。Mg 作为阳极失去电子变成了 Mg^{2+} ,相应的阴极得到电子,生成氢气。Al/ZE42/Al 复合板边部作为优先腐蚀的部位,很容易释放出氢气。ZE42 镁合金在 5.0% NaCl 水溶液中全面腐蚀的反应式可以用公式(2)来描述:



3 结 论

1) Al/ZE42/Al 复合板经退火处理后,界面区域发生 Mg 和 Al 等元素的互扩散,界面扩散层包含 2 个反应层,靠近 ZE42 镁合金一侧反应层为 $Mg_{17}Al_{12}$ 相,靠近 Al 板一侧反应层为 Al_3Mg_2 相,随退火温度的升高或者保温时间的延长,使 ZE42/Al 界面扩散层厚度增加。

2) 退火处理过程中 Al/ZE42/Al 复合板中间层 ZE42 镁合金发生了再结晶组织转变,在相同保温时间下退火温度的升高或者相同退火温度下保温时间的延长,ZE42 镁合金内部晶粒均有长大趋势,晶粒尺寸逐渐增加,在 450 °C, 1.0 h 和 400 °C, 6.0 h 2 种退火处理条件下 ZE42 晶粒尺寸达到最大。

3) 退火处理没有改善 Al/ZE42/Al 复合板耐腐蚀性,提高了腐蚀速率,腐蚀机制为复合板边部向内部扩散而导致的电偶腐蚀加剧。

参考文献 References

[1] Zhang Jin(张津), Zhang Zonghe(章宗和). *Magnesium Alloy and Its Application*(镁合金及其应用)[M]. Beijing: Chemical

Industry Press, 2004: 72

- [2] Wu Wei(吴伟), Li Hong(李红), Li Feng(李峰) *et al.* *The Special Casting and Nonferrous Alloys*(特种铸造及有色合金)[J], 2012, 32(4): 377
- [3] Liu Chuming(刘楚明), Ji Renfeng(纪仁峰), Zhou Haitao(周海涛) *et al.* *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2005, 15: 1319
- [4] Wang Jingfeng(王敬丰), Gao Shan(高珊), Pan Fusheng(潘复生) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2009, 38(6): 1029
- [5] Baril G G, Pêrre N. *Corrosion Science*[J], 2001, 43(3): 471
- [6] Jiang Bailing(蒋百灵), Zhang Shufen(张淑芬), Wu Guojian(吴国建) *et al.* *Journal of Chinese Society for Corrosion and Protection*(中国腐蚀与防护学报)[J], 2002, 22(05): 300
- [7] Liao Ning(廖宁), Xiao Zehui(肖泽辉) *et al.* *China Foundry Machinery & Technology*(中国铸造装备与技术)[J], 2007(04): 2
- [8] Hu Baoquan(胡保全), Niu Jinchuan(牛晋川). *Advanced Composite Materials*(先进复合材料)[M]. Beijing: National Defence Industry Press, 2006: 156
- [9] Wang Zhongjun(王忠军), Fan Mingda(范明达), Zhu Jing(朱晶) *et al.* *Chinese Journal of Rare Metals*(稀有金属)[J], 2012, 36(4): 659
- [10] Anbu S, Ramanathan S. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2010, 502(2): 495
- [11] Patil R V. *Journal of Nuclear Materials*[J], 2001, 297(2): 153
- [12] Liu Teng(刘腾), Teng Xinying(滕新营), Zhou Guorong(周国荣) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2012, 41(11): 1940
- [13] Cui Zhongxi(崔忠圻), Tan Yaochun(覃耀春). *The Metallography and Heat Treatment*(金属学及热处理)[M]. Beijing: Mechanical Industry Press, 2007
- [14] Huang Lanping(黄兰萍), Chen Kanghua(陈康华), Li Song(李松). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2009, 38(10): 1778
- [15] Wu K, Chang H, Maawad E *et al.* *Mater Sci Eng*[J], 2010, A527: 3073
- [16] Chang H, Zheng M Y, Wu K *et al.* *Mater Sci*[J], 2009, 61: 717
- [17] Chen M C, Hsieh H C, Wu W. *Journal of Alloys and Compounds* [J], 2006, 416(1-2): 169
- [18] Chen M C, Kuo C W, Chang C M. *Mater Trans*[J], 2007, 48: 2595
- [19] Song Guangling, Atrens Andrej, Wu Xianliang *et al.* *Corrosion Science*[J], 1998, 40(10): 1769

- [20] Liu L J, Schlesinger M. *Corrosion Science*[J], 2009, 51(8): 1733
- [21] Liepinal L, Kadek V. *Corrosion Science*[J], 1996, 6(3): 177
- [22] Ambat R, Aung N N, Zhou W. *Corrosion Science*[J], 2000, 42(8): 1433
- [23] Ambat R, Aung N N, Zhou W. *J Appl Electrochem*[J], 2000, 30: 865

Influence of Annealing on Interfacial Microstructure and Corrosion Behavior of Al/ZE42/Al Composite Plate

Liu Yue, Wang Zhongjun, Jin Hui, Zhou Le

(University of Science and Technology Liaoning, Anshan 114051, China)

Abstract: The microstructures and morphologies of Al/ZE42/Al composite plates were observed by optical microscopy (OM) and scanning electron microscopy (SEM). Corrosion rates of the Al/ZE42/Al composite plates at different temperatures and held for different time were also measured in salt water immersion test, and the influence of annealing on interfacial microstructure of Al/ZE42/Al composite plates and corrosion behaviors in 5.0 wt% NaCl aqueous solution were investigated. The results show that element diffusion of Mg, Al, Zn, Y and Er occur in Al/ZE42/Al composite plate interfacial region after annealing. The interfacial diffusion layer has two reaction layers. $Mg_{17}Al_{12}$ phase is in one reaction layer near ZE42 magnesium alloy, while Al_3Mg_2 phase in the other reaction layer close to Al plate. With annealing temperature and holding time increasing, the thickness of ZE42/Al interfacial diffusion layer increases, and meanwhile recrystallization occurs in ZE42 magnesium alloy. Annealing cannot improve corrosion resistance of the Al/ZE42/Al composite plate, but it can increase corrosion rate. The corrosion mechanism of the Al/ZE42/Al composite plate is the aggravation of galvanic corrosion which occurs from edge to internal of the plate.

Keywords: ZE42; Al; interface; annealing; corrosion

Corresponding author: Wang Zhongjun, Ph.D., Professor, School of Materials and Metallurgy, University of Science and Technology Liaoning, Anshan 114051, P. R. China, Tel: 0086-412-5929535, E-mail: zhongjunwang@126.com