

铝合金表面处理对 AM60/A390 液固扩散连接界面组织及性能的影响

徐光晨¹, 陈翌庆¹, Alan LUO², Anil.K.SACHDEV²

(1. 合肥工业大学 材料科学与工程学院, 合肥 230009;

2. Chemical Sciences and Materials Systems Laboratory, General Motors Research and Development Center, Warren, MI 48090-9055, USA)

摘 要: 利用压铸工艺将液态镁和固态铝液-固复合是镁/铝异种材料连接的新工艺, 进行铝合金表面氧化膜去除工艺的研究, 并在此基础上, 利用自制的液固双金属复合装置将液态镁合金 AM60 与处理后的固态铝合金 A390 进行液固复合。研究铝合金表面处理对液态 AM60/固态 A390 液固复合工艺的影响, 分析研究复合试样界面的组织和性能。结果表明: 采用铝合金表面处理工艺能有效地去除 A390 铝合金表面的氧化膜, 同时在其表面形成一层含 La_2O_3 的包覆层。包覆层一方面可保护铝合金表面, 避免再次被氧化; 另一方面包覆层中的 La_2O_3 又可以改善液态 AM60/固态 A390 复合界面的组织, 提高界面结合强度。AM60/A390 的液固复合界面的抗剪强度最高可达 78.4 MPa。经过固溶处理之后, 可将强度提高到 84 MPa。

关键词: 铝合金; 表面氧化膜; La_2O_3 ; AM60/A390 复合; 液固扩散焊接; 界面组织

中图分类号: TG136.3

文献标志码: A

Effect of aluminum surface treatment on structures and properties of liquid-solid diffusion bonding interface of AM60/A390

XU Guang-chen¹, CHEN Yi-qing¹, Alan LUO², Anil.K.SACHDEV²

(1. School of Materials Science and Engineering, Hefei University of Technology, Hefei 230009, China;

2. Chemical Sciences and Materials Systems Laboratory, General Motors Research and Development Center, Warren, MI 48090-9055, USA)

Abstract: The die-casting is a new magnesium/aluminum dissimilar welding process via casting liquid Mg alloy onto solid Al alloy substrate. The process of removing the oxide layer on solid Al substrate surface was investigated, and on this basis, the melt magnesium alloy AM60 onto solid aluminum alloy A390 was overcasted by using home-made liquid-solid bimetal composite device. The experimental results indicate the surface treatment effectively removes the nature oxide layer on solid Al substrate surface, meanwhile, a layer containing La_2O_3 forms on the substrate surface. On the one hand, the coating can make aluminum alloy avoid re-oxidation. On the other hand, the La_2O_3 in the coating can improve the structure and the bonding strength of the interface of AM60/A390 bimetals. The optimal shear strength of diffusion bonding is achieved 60.6 MPa. After solution treatment, the shear strength increases to 84 MPa.

Key words: aluminum alloy; surface oxide layer; La_2O_3 ; AM60/A390 compound; liquid-solid diffusion weld; interface structure

由于镁和铝的密度小、易加工等优点, 被广泛应用于航空航天及汽车领域。随着轻量化要求, 一些特

殊结构部件需要镁/铝焊接复合来满足工作性能的要求^[1-4]。众所周知, 镁、铝均为易氧化的活性金属, 因

基金项目: 美国通用汽车公司合作研究项目

收稿日期: 2013-07-12; 修订日期: 2013-12-20

通信作者: 陈翌庆, 教授, 博士; 电话: 0551-62901139; E-mail: chenylq63@126.com

此, 镁/铝活性金属异种焊接成为世界性难题。目前镁/铝焊接方法有两类: 一类是熔化焊(包括 TIG 焊和激光焊等)。由于镁和铝的易氧化性, 因此, 这类焊接会使镁铝结合界面包含大量氧化夹杂, 且界面附近组织粗大、易产生裂纹等, 焊接性能很差^[5-6]。第二类是固态焊(包括扩散焊和搅拌摩擦焊等)。扩散焊加工时间长, 因此难以批量化生产^[7]; 搅拌摩擦焊对工件厚度要求严格且仅适用平面工件^[8]。采用压铸工艺将液态镁和固态铝复合是镁/铝异种金属焊接的新工艺, 压铸复合异种金属工艺可适合复合界面为曲面的复杂结构部件的连接(焊接), 且可以进行批量化生产。

稀土被称为“工业味精”, 在镁合金、铝合金、锌合金等金属材料中得到了广泛的应用。文献[9-10]中都报道了在镁合金中添加稀土元素, 不仅可以细化和变质组织, 而且还可以提高室温和高温力学性能, 增强合金耐腐蚀和耐热性能等。但是目前大多数文献都是使用纯稀土或者混合稀土^[11-12]来细化和变质镁合金的组织, 本文作者是针对镁铝液固复合的连接界面, 采用稀土氧化物来细化界面组织, 目前这类研究尚未见报道。

液态镁合金和固体铝合金的冶金结合存在很多问题: 1) 固态铝合金表面有一层致密的 Al_2O_3 膜, 这层氧化膜阻碍镁铝的结合; 2) 由于镁和铝的膨胀系数不

同, 液态镁合金和固体铝合金复合容易在界面处产生裂纹; 3) Mg/Al 界面反应易产生脆性金属间化合物, 界面容易脆断。因此, 开展液态镁合金和固体铝合金的复合连接工艺的研究具有重要的理论和实际意义。在此, 主要进行铝合金表面氧化膜去除工艺的研究, 并在此基础上, 利用自制的液固双金属复合装置将液态镁合金 AM60 与处理后的固态铝合金 A390 进行液固复合, 研究液态 AM60/固态 A390 液固复合工艺, 分析研究复合试样界面的组织和性能。

1 实验

表 1 所列为试验用铝合金 A390 和镁合金 AM60 的化学成分。首先对铝合金试样进行表面处理, 以去除其表面氧化层并防止其再次氧化。表面处理主要步骤包括除油、碱蚀、酸洗、锌酸盐和电镀等。表面处理后可在试验铝合金 A390 表面形成一层以锌为主, 并含有少量 La_2O_3 的包覆层。

图 1 所示为自制的镁/铝异种金属液固复合试验装置示意图。液态 AM60/固态 A390 复合试验过程如下: 将 2.5 g AM60 镁合金置入直径 6 mm 的石英“注射器”中, 用机械泵和分子泵将密封的石英管腔抽真空至

表 1 试验材料的化学成分

Table 1 Chemical composition of alloys (mass fraction, %)

Alloy	Mass fraction/%								
	Al	Mg	Mn	Si	Cu	Ni	Fe	Ti	Zn
AM60	5.6-6.4	Bal.	0.26-0.5	≤0.05	≤0.02	≤0.001	≤0.004	n/a	n/a
A390	Bal.	0.8-1.2	<0.1	16-18	4-5	n/a	<0.5	>0.2	>0.1

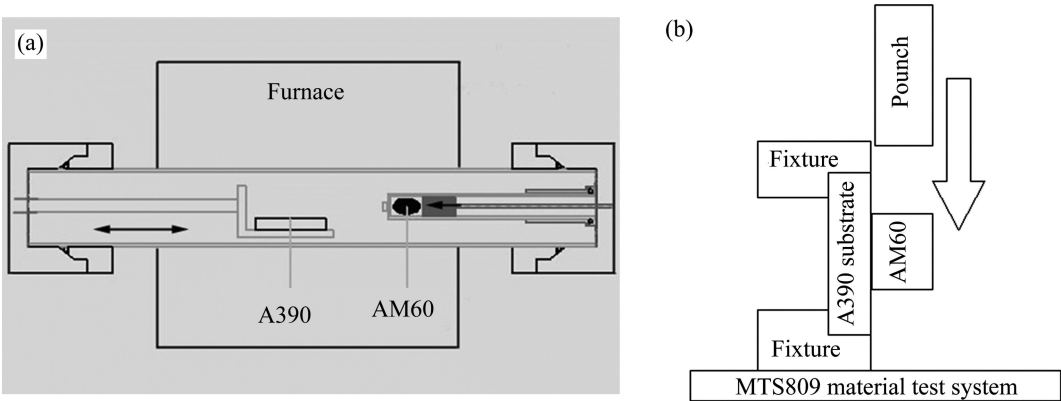


图 1 镁/铝异种金属液固双金属试验示意图

Fig. 1 Schematic diagram of Mg/Al dissimilar metal liquid-solid bi-metallic test: (a) High vacuum tube furnace test apparatus for bi-metallic experiments; (b) Shear strength test setup for bi-metallic samples

5×10^{-3} Pa, 然后充入 99.99% 的氩气, 至 0.12 MPa 腔压。当石英“注射器”中 AM60 镁合金被加热至试验温度 700 °C 时, 将固态 A390 试样(20 mm×15 mm×3 mm)从石英管腔另一端平移至电阻炉腔内, 并放置在“注射器”端口下方静置预热一定时间。待 A390 试样预热预定时间后, 推动“注射器”中的石墨活塞, 将液态 AM60 镁合金从“注射器”端口挤出, 使得液态 AM60 镁合金复合在固态 A390 铝合金基体上, 随后将复合双金属试样移至装置室温区域冷却。

采用 X 射线光电子能谱仪(XPS)(ESCALAB 250Xi 型)分析镀层剖面, 以确定稀土元素的价态; 利用光学显微镜(MM6)、扫描电子显微镜(SIRION200)和能量色散谱(EDS)观察和分析双金属试样的微观结构; 采用显微硬度计(SKY11-MH-3)测定镁/铝复合界面区域的硬度(HV)。双金属试样抗剪强度的测定在 MTS809 力学试验机上进行, 具体测试方法如下(见图 1(b)): 双金属试样被夹具竖直夹紧, 端面为正方形的金属压头(7 mm×7 mm)作用在镁合金一侧, 以 0.05 mm/min 的速度下降, 直到镁合金被剪离。抗剪强度(τ_{int})的计算公式如下:

$$\tau_{\text{int}} = \frac{F_{\text{max}}}{S}$$

式中: F_{max} 为载荷; S 是 AM60 与 A390 的接触界面面积。

2 结果与分析

2.1 合金的表面处理

由于铝合金表面有一层致密的自然氧化层, 会严重影响镁/铝液固复合时界面的冶金反应, 阻碍镁和铝的互相扩散, 所以通过“锌酸盐+电镀”工艺去除 A390 铝合金表面的自然氧化层。具体工艺见表 2, 表面处理的步骤依次是除油、碱蚀、酸洗、浸锌、电镀。在

浸锌液中, 氢氧化钠的加入目的是首先腐蚀铝合金表面的氧化膜, 反应式为: $\text{Al}_2\text{O}_3 + 2\text{OH}^- \rightarrow 2\text{AlO}_2^- + \text{H}_2\text{O}$, 紧接着是铝的腐蚀, 反应式为: $\text{Al} + 3\text{OH}^- \rightarrow \text{Al}(\text{OH})_3 + 3\text{e}^-$, $\text{Al}(\text{OH})_3 \rightarrow \text{AlO}_2^- + \text{H}_2\text{O} + \text{H}^+$ 。此时, 浸锌液中的锌离子以 $[\text{Zn}(\text{OH})_4]^{2-}$ 络合离子状态存在, 并在铝被腐蚀的同时, 在铝表面浸镀一层锌层, 锌层沉积的反应式为: $[\text{Zn}(\text{OH})_4]^{2-} \rightarrow \text{Zn}^{2+} + 4\text{OH}^-$, $\text{Zn}^{2+} + 2\text{e}^- \rightarrow \text{Zn}$ 。在浸锌溶液中加入少量的铁盐、酒石酸钾钠, 使铁离子与锌离子共沉积, 以改善锌与基体的结合力, 并提高耐蚀性。随着表面生成的锌合金膜厚度的增加, 电位趋于稳定, 铝合金表面覆盖一层厚度约 200 nm 的锌层。电镀液中, ZnCl_2 为主盐, 作为镀层中锌的来源, KCl 作为导电盐, 以增强镀液的电导。硼酸的作用主要是抑制阴极表面(也就是铝合金表面)附近 pH 的升高。 LaCl_3 的加入的目的是在镀锌层中加入稀土离子, 期望能够在后续的液固复合过程中起到对界面组织改性的作用。

图 2(a)所示为镀层剖面图, 可见 A390 铝合金表面的镀锌层厚度约为 6~8 μm , 厚度较为均匀。通过面扫描(见图 2(b))发现, 镀层中的 La 元素分布均匀, 浓度不高。通过对镀层中 La 元素的 XPS 测试(见图 2(c)), 再对比 La 元素的不同价态结合能, 能够确定这种均匀分布在镀锌层中的 La 以氧化镧的形式存在。这是由于稀土元素化学性质非常活泼, 在电镀液中以离子状态存在, 电镀过程中极易与氧反应形成稳定的化合物氧化镧。

2.2 合金的润湿性试验

图 3 所示为经过不同表面处理后的 AM60/A390 液固双金属试样的数码照片。两个试样的试验参数一致, 即炉温 700 °C, 预热时间 90 s。从图 3 中可以看出, 相对于表面仅电镀锌的铝合金(见图 3(a)), 表面电镀锌层加入 La_2O_3 的铝合金和液态镁合金复合后, 其润湿性大大增加(见图 3(b))。由此可见, 在锌镀层中加入 La_2O_3 可明显改善 AM60/A390 液固双金属试样的润湿性。

表 2 锌酸盐+电镀工艺及配方

Table 2 Chemicals and conditions for zincate + galvanizing treatment

Procedure		Chemical and operating condition
Degrease		$\text{C}_3\text{H}_5\text{O}$, room temperate, ultrasonic cleaning for 5 min
Alkali etching		NaOH , NaF , 60–80 °C, 5–10 s
Pickling		HNO_3 , HF , room temperate, 5–10 s
Zincate immersion	NaOH , ZnO , $\text{KNaC}_4\text{H}_4\text{O}_6 \cdot 4\text{H}_2\text{O}$, $\text{FeCl}_3 \cdot 6\text{H}_2\text{O}$, 18–25 °C, 60 s (first immersion), 30 s (second immersion)	
Zinc galvanizing	KCl , ZnCl_2 , HBO_3 , LaCl_3 , 0.5–5 A/ dm^2 , 20–45 °C, 15–25 min	

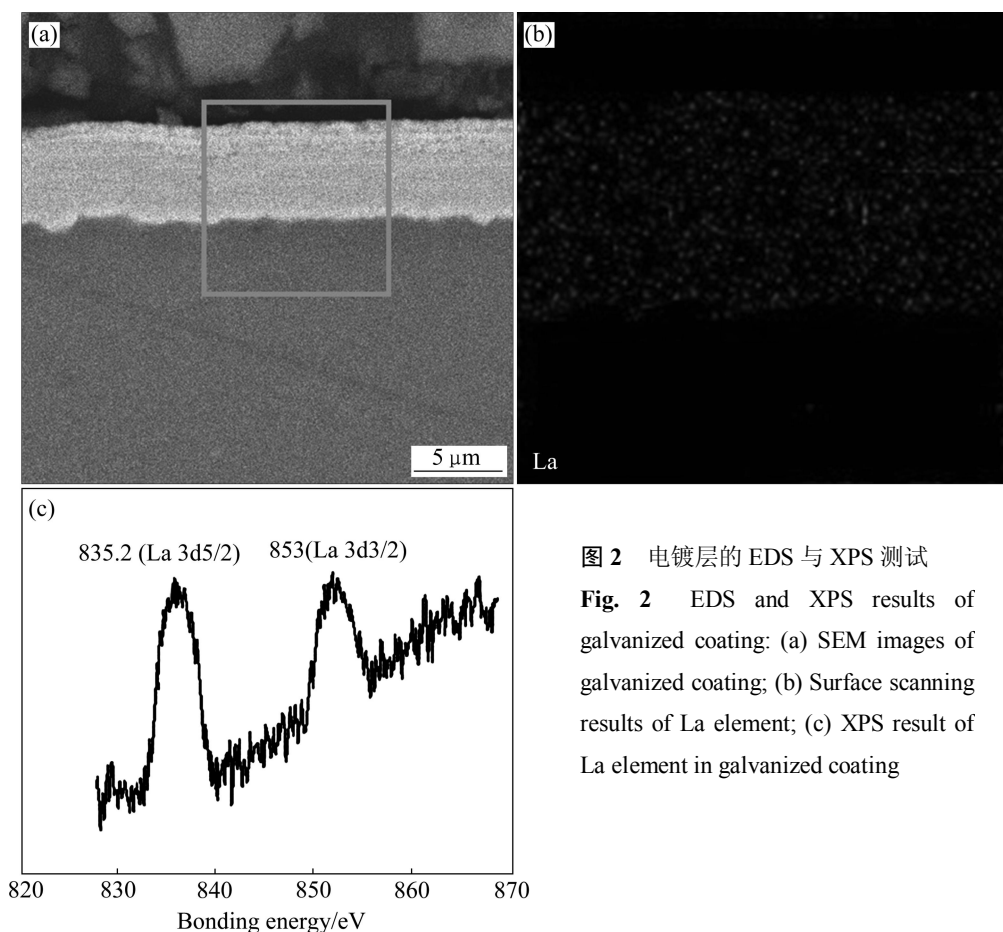


图 2 电镀层的 EDS 与 XPS 测试

Fig. 2 EDS and XPS results of galvanized coating: (a) SEM images of galvanized coating; (b) Surface scanning results of La element; (c) XPS result of La element in galvanized coating

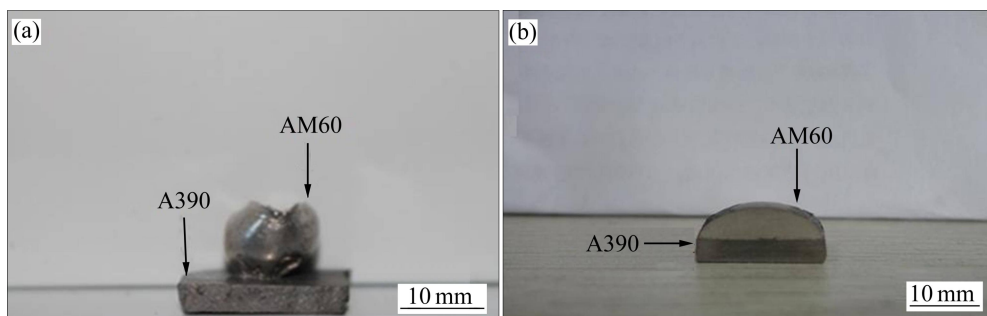


图 3 经不同表面处理后固态 A390 和液态 AM60 双金属试样的润湿性

Fig. 3 Interfacial wetting between AM60 magnesium alloy and A390 aluminum substrate bi-metallic samples by different treatments: (a) Zn plating treatment; (b) Zn+La₂O₃ plating treatment

2.3 合金的微观组织分析

图 4(a)和(b)所示为铝合金表面处理不同的两种 AM60/A390 液固双金属试样界面的 SEM 像。可见两种复合试样的结合界面相对粗糙,并形成了冶金结合。靠近界面的 AM60 一侧呈现较发达的枝晶,且枝晶间的共晶相量较多。这说明界面处固态 A390 中的 Al 原子扩散到或部分溶解到接触的液相 AM60 一侧,使得靠近界面的液相 AM60 一侧中的含 Al 量增加。根据相图,AM60 凝固温度约为 620 °C, Mg₁₇Al₁₂ 结晶温

度约为 437 °C,当温度下降到两者之间时,只有 α-Mg 枝晶生成,但由于凝固速度较快,初生 α 相中溶质原子 Al 来不及均匀化扩散,根据溶质再分配原理,溶质 Al 在 α 相之间富集,当温度下降到 437 °C 时,β 相开始从 α 相中沉淀析出。在凝固后期,α 相枝晶间残余液体成分达到共晶成分,共晶 α 相依附在初生 α 相上生长,β 相单独生长,就形成粗大、连续网状分布的离异共晶 β 相。

图 4(c)和(d)所示为 A390 表面电镀 Zn+La₂O₃ 膜后

的 AM60/A390 液固双金属试样界面的元素面扫描结果。图 4(c)所示为 AM60/A390 双金属界面 Mg 的元素分布, 图 4(d)所示为 Al 元素的分布情况。从面扫描结果可以看出, AM60/A390 结合界面相对粗糙, 意味着液态 AM60/固态 A390 复合时, 固态 A390 铝合金表面有局部微熔现象, 界面呈冶金结合。从 Al 元素面扫描图可以看出, 铝合金上部有富含 Al 元素的天蓝色枝网状图案; 对比中镁元素面扫描图可以看出, 镁合金中有对应的贫 Mg 元素的黑色枝网状图案, 据此判断界面 AM60 一侧的枝网状组织为 Mg-Al 金属间化合物。通过界面线扫描并综合镁铝相图分析(见图 4(e)), 可以确定这些枝网状组织为共晶相中的 $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 相。

从图 4(b)可以看出, 当 La_2O_3 加入后, 界面上方 $\alpha\text{-Mg}$ 枝晶相明显得到细化, 根据计算, 图 4(a)中的平均晶粒尺寸为 $33\text{ }\mu\text{m}$; 图 4(b)中的平均晶粒尺寸为 $20\text{ }\mu\text{m}$, 枝晶状组织也相对减少, 无明显的枝晶状组织。与 Al、Mg 相比, La 和 O 的电负性相差最大(约 2.34),

结合最稳定。并且由于氧化镧熔点很高(约为 $2300\text{ }^\circ\text{C}$), 在凝固初期首先形核, 但由于其晶胞类型相差太大(氧化镧是体心立方结构, 晶格常数: $a=4.5\text{ nm}$; 镁是六方晶格结构, 晶格常数: $a=0.32\text{ nm}$; $b=0.32\text{ nm}$; $c=0.52\text{ nm}$), 不能作为异质形核核心, 所以当镁合金开始凝固后, 稀土氧化物会聚集在固/液界面前沿, 造成合金成分过冷, 导致再生核, 大量的初生 $\alpha\text{-Mg}$ 同时生长。另外, 稀土原子的扩散速度比较低, 可以阻碍镁原子的扩散, 阻止 $\alpha\text{-Mg}$ 相的长大, 当初生 $\alpha\text{-Mg}$ 枝晶间的铝镁含量达到共晶比例时, 离异共晶共晶 $\alpha\text{-Mg}+\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 相开始析出, 隔断了初生 $\alpha\text{-Mg}$ 相, 最终得到了大量分散的、没有明显枝晶形状的初生 $\alpha\text{-Mg}$ 以及呈连续网络状的 $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 相(见图 4(b))。

为了验证之前的判断, 本文作者对初生 $\alpha\text{-Mg}$ 和共晶 $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 之间的晶界处进行了 La 元素的面扫描, 结果如图 5 所示。发现晶界处分布着大量的 La 元素, 与本研究之前的推测相符合, 证明氧化镧确实是富集

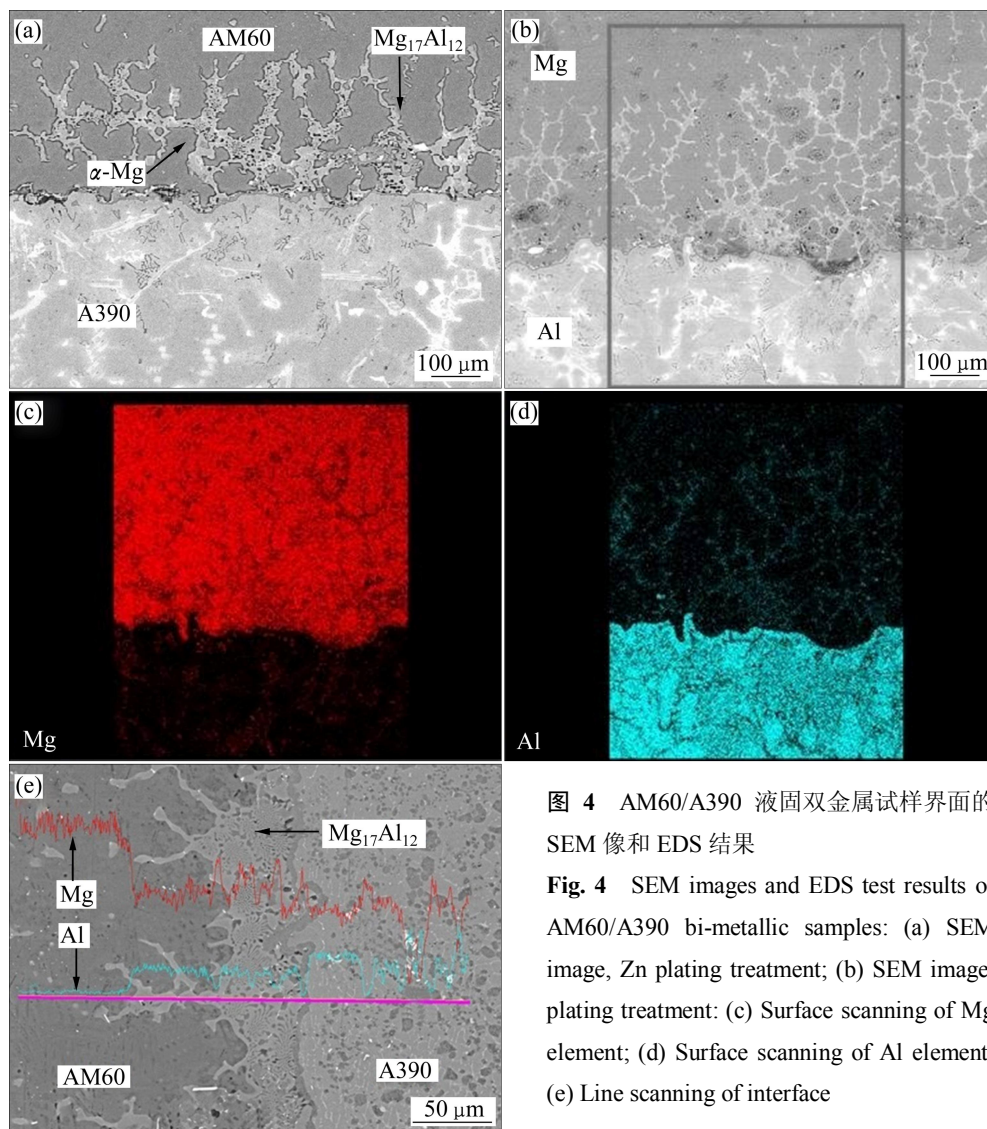


图 4 AM60/A390 液固双金属试样界面的 SEM 像和 EDS 结果

Fig. 4 SEM images and EDS test results of AM60/A390 bi-metallic samples: (a) SEM image, Zn plating treatment; (b) SEM image, plating treatment; (c) Surface scanning of Mg element; (d) Surface scanning of Al element; (e) Line scanning of interface

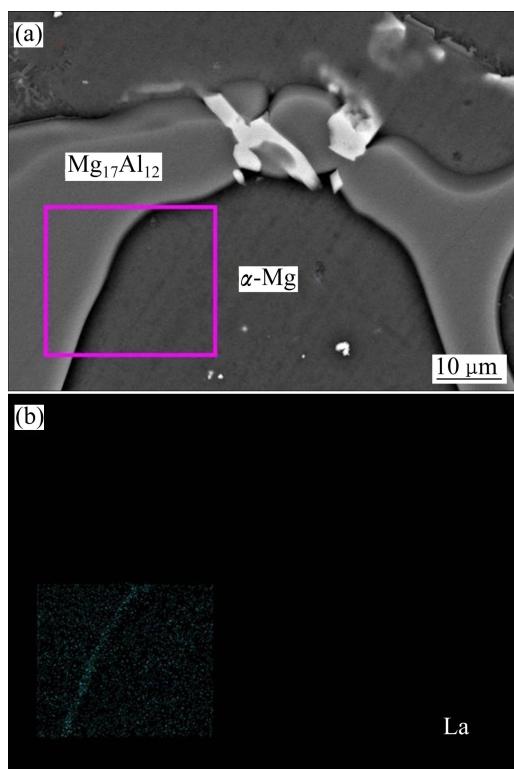


图 5 初生 α -Mg 的 SEM 像和共晶 $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 晶界处的 SEM 像和 La 元素分布

Fig. 5 SEM image and La element distribution at grain boundaries between primary α -Mg and eutectic $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$: (a) SEM image; (b) Surface scanning results of La element

在初生 α -Mg 前沿导致了枝晶的细化。

2.4 合金的力学性能

图 6 所示为固相 A390 合金预热温度与 AM60/A390 液固双金属试样抗剪强度之间的关系。从图 6(a)可以看出, 经电镀 Zn+ La_2O_3 膜处理的 A390 固相铝合金在复合过程中, 当预热时间达到 110 s 时, 其 AM60/A390 复合试样的抗剪强度达到最大值, 为 78.4 MPa。和仅电镀 Zn 膜的 A390 固相铝合金相比, 其 AM60/A390 复合试样的抗剪强度提高 30% 以上(见图 6(b))。此外, 经电镀 Zn+ La_2O_3 膜处理的 AM60/A390 复合试样的最佳预热时间较之仅电镀 Zn 膜的要短, 在实际生产中, 可提高生产效率。

图 7 所示为 AM60/A390 双金属试样的剪切断口扫描电镜照片。由图 7 可以看出, 断口呈现很多类似河流状的典型解理断裂的特征, 但是河流状不连续, 且出现在局部区域, 更像是一种准解理断裂的特征。所以, 这种断裂特征代表的脆性断裂证实了本试样在断裂时的裂纹源在 $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 处, 这种硬脆的金属间化合物是导致材料发生脆性断裂的主要原因。

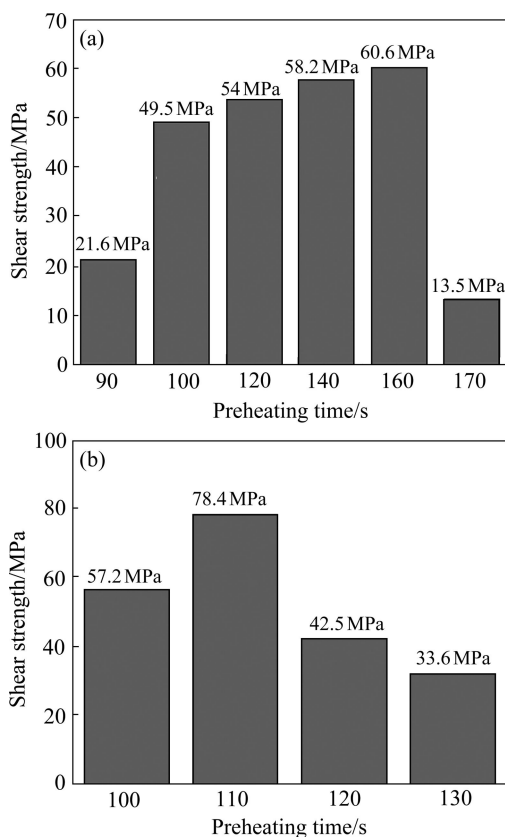


图 6 不同表面处理 AM60/A390 双金属试样抗剪强度

Fig. 6 Interfacial shear strength of AM60/A390 bi-metallic samples after different surface treatments: (a) Zn plating treatment; (b) Zn+ La_2O_3 plating treatment

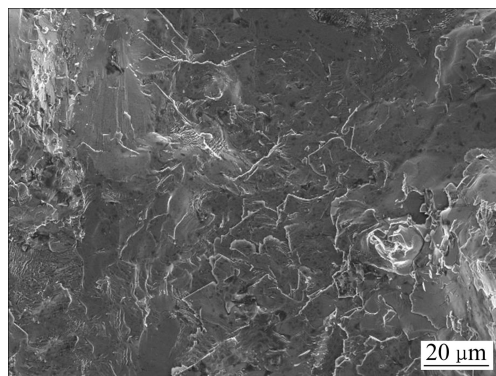


图 7 AM60/A390 双金属试样经 Zn+ La_2O_3 处理后剪切断口扫描电镜图

Fig. 7 SEM fractograph of AM60/A390 bi-metallic samples after Zn+ La_2O_3 plating treatment

2.5 热处理对合金组织和性能的影响

由于界面上方的初生 α -Mg 晶界分布有连续网状的 $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 铝镁金属间化合物(β 相), 在变形过程中, 晶界处的网状 β - $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 容易破裂形成裂纹源, 产生裂纹, 导致合金的塑性不高。已有的研究表明^[13-15], 通过均匀化退火或者固溶工艺可是 Mg-Al 合金组织中的 β - $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 相发生数量、形态上的改变。图 8(a)所

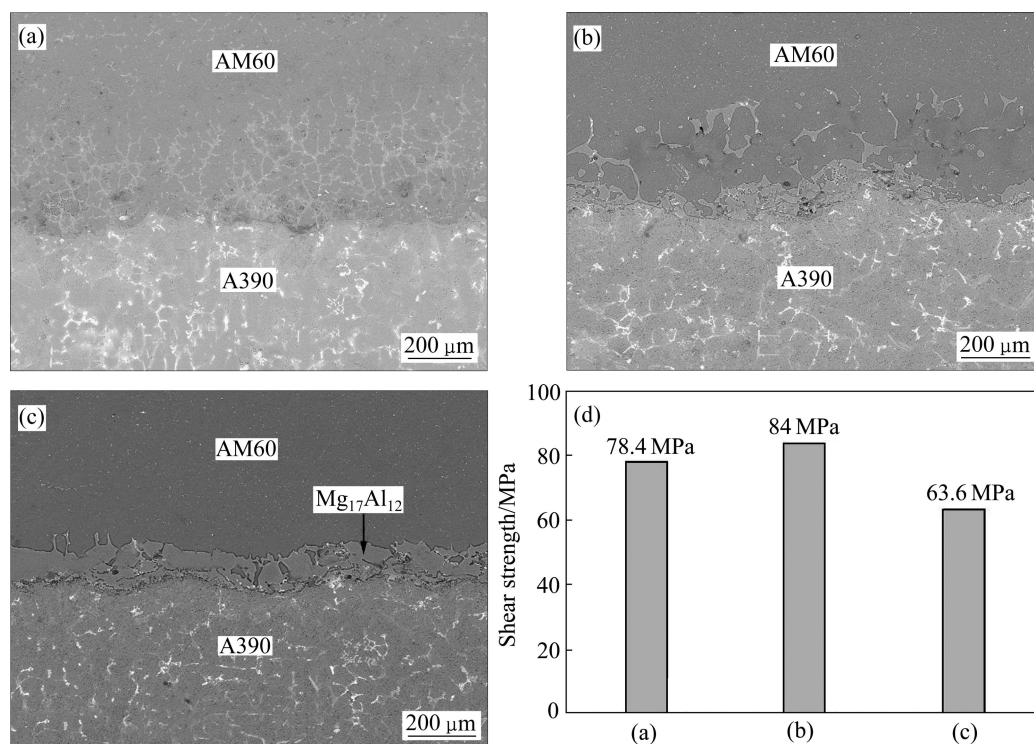


图 8 AM60/A390 双金属样品经不同固溶处理后的 SEM 像及抗剪强度

Fig. 8 SEM images and shear strength test results of AM60/A390 bi-metallic samples solution treated by different process: (a) SEM image, without solution treated; (b) SEM images, (425 °C, 3 h, air-cooled); (c) SEM image, (425 °C, 6 h, air-cooled); (d) Shear strength test results

示为镁铝液固双金属材料界面组织的 SEM 像, 可见初生 α -Mg 晶界上分布着连续网状的共晶组织。不同固溶工艺处理后的界面组织(见图 8(b)和(c))。由图 8(b)可见, 经 425 °C 固溶处理 3 h 空冷后, α -Mg 晶界中的 β -Mg₁₇Al₁₂ 相部分溶入基体中, 剩下不连续状的 β -Mg₁₇Al₁₂ 相, 这种分散的金属间化合物可以弥散分布在晶界中, 反而起到了提高界面塑性的作用。图 8(c)中连续网状分布的 β -Mg₁₇Al₁₂ 相已经全部溶入基体中, 基体组织已经非常均匀, 但由于界面上方富集大量的 β -Mg₁₇Al₁₂ 相, 且呈连续长条状, 这种脆性的金属间化合物连成一片对界面的力学性能非常不利。从图 8(d)中可以看到, 不同固溶处理工艺后的试样抗剪强度测试对比, 发现不完全固溶处理后的剪切力得到提升, 而完全固溶之后, 剪切力反而下降。这就是由于不连续的 β -Mg₁₇Al₁₂ 相相对界面起到强化的作用, 而连续的 β -Mg₁₇Al₁₂ 相更容易在变形时产生裂纹, 导致界面塑性降低。

3 结论

1) 对固相 A390 铝合金表面进行锌酸盐+电镀处

理, 可以实现液相 AM60/固相 A390 双金属材料的冶金结合。

2) 相对于表面仅电镀 Zn 膜的 A390 铝合金, 表面电镀 Zn+ La₂O₃ 膜的 A390 铝合金和液态 AM60 镁合金复合后, 其润湿性大大增加, 表明在 M 镀层中加入 La₂O₃ 可改善 AM60/A390 液固双金属试样的润湿性。

3) 在 Zn 镀层中加入 La₂O₃ 可使液相 AM60/固相 A390 结合界面处的镁合金晶粒细化, 且抗剪强度提高 30% 以上。

4) 经过 425 °C 固溶处理 3 h 后, 网络状连续的 Mg₁₇Al₁₂ 被打断, 最佳抗剪强度提高约 7%, 达到 84 MPa。

REFERENCES

- [1] LIU L M, LIU X J, LIU S H. Microstructure of laser-TIG hybrid welds of dissimilar Mg alloy and Al alloy with Ce as interlayer[J]. Scripta Materialia, 2006, 55: 383–386.
- [2] ELANGO VAN K, BALASUBRAMANIA V. Influences of post-weld heat treatment on tensile properties of friction stir-welded AA6061 aluminum alloy joints[J]. Materials

- Characterization, 2008, 59: 1168–1177.
- [3] SCHUBERT E, KLASSEN M, ZERNER I, WALZ C, SEPOLD G. Light-weight structures produced by laser beam joining for future applications in automobile and aerospace industry[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2001, 115: 2–8.
- [4] MIN D, SHEM J, LAI S Q. Effect of heat input on the microstructure and mechanical properties of tungsten inert gas arc butt-welded AZ61 magnesium alloy plates[J]. Materials Characterization, 2009, 60: 1583–1590.
- [5] VARGHESE V M J, SURESH M R, KUMAR D S. Recent developments in modeling of heat transfer during TIG welding[J]. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2013, 64: 749–754.
- [6] ERIKSSON I, POWELL J, KAPLAN A F H. Melt behavior on the keyhole front during high speed laser welding[J]. Optics and Lasers in Engineering, 2013, 51: 735–740.
- [7] KORZHOV V P, KIIKO V M, KARPOV M L. Structure of multilayer microcomposite Ni/Al obtained by diffusion welding[J]. Inorganic Materials, 2012, 3: 314–318.
- [8] CHEN C L, RICHTER A, WU L T, DONG Y M. Microstructural evolution and hardness of dissimilar lap joints of ODS/stainless steel by friction stir welding[J]. Materials Transactions, 2013, 54: 215–221.
- [9] 卞松刚, 李子全, 陈可, 刘劲松, 杨继年, 孙颖迪, 王玉雷. Ba 与富 La 稀土复合变质对 Mg 合金显微组织和性能的影响[J]. 中国有色金属学报, 2010, 20(8): 1481–1486.
- BIAN Song-gang, LI Zi-quan, CHEN Ke, LIU Jin-song, YANG Ji-nian, SUN Ying-di, WANG Yu-lei. Effect of combinative modification of Ba and La-rich on microstructure and properties of Mg alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2010, 20(8): 1481–1486.
- [10] 杜磊, 闫红. La 对 AZ61 镁合金组织及性能的影响[J]. 材料热处理学报, 2012, 33: 42–46.
- DU Lei, YAN Hong. Effect of La on microstructure and properties of AZ61 magnesium alloy[J]. Transactions of Materials and Heat Treatment, 2012, 33: 42–46.
- [11] 刘文娟, 曹发和, 张昭, 张鉴清. 稀土元素 Ce 和 La 合金化对 AM60 镁合金腐蚀行为的影响[J]. 腐蚀科学与防护技术, 2009, 21(2): 82–84.
- LIU Wen-juan, CAO Fa-he, ZHANG Zhao, ZHANG Jian-qing. Effect of rare earth elements on corrosion behavior of AM60 magnesium alloys[J]. Corrosion Science and Protection Technology, 2009, 21(2): 82–84.
- [12] GAO L, CHEN R S, HAN E H. Effects of rare-earth elements Gd and Y on the solid solution strengthening of Mg alloys[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2009, 481: 379–384.
- [13] ZHANG D L, ZHENG L H, STJOHN D H. Effect of a short solution treatment time on microstructure and mechanical properties of modified Al-7wt.%Si-0.3wt.%Mg alloy[J]. Journal of Light Metals, 2002, 2(1): 27–36.
- [14] LIU M P, WANG Q D, LIU Z L, YUAN G Y, WU G H, ZHU Y P, DING W J. Behavior of Mg-Al-Ca alloy during solution heat treatment at 415 °C[J]. Journal of Materials Science Letters, 2002, 21: 1281–1283.
- [15] LU Y Z, WANG Q D, ZENG X Q, ZHU Y P, DING W J. Behavior of Mg-6Al-xSi alloys during solution heat treatment at 420 °C[J]. Materials Science and Engineering A, 2001, 301: 255–258.

(编辑 李艳红)