

退火工艺对 Zn/AZ31/Zn 复合板材 界面微观结构及力学性能的影响

Effect of annealing process on interfacial
microstructure and mechanical properties
of Zn/AZ31/Zn clad sheets

许风光¹, 刘 垚², 马文江¹, 张 憬¹

(1 北京科技大学 自然科学基础实验中心, 北京 100083;

2 北京科技大学 数理学院, 北京 100083)

XU Feng-guang¹, LIU Yao², MA Wen-jiang¹, ZHANG Jing¹

(1 Basic Experimental Center for Natural Science, University of
Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China; 2 School

of Mathematics and Physics, University of Science and

Technology Beijing, Beijing 100083, China)

摘要: 采用热轧工艺制备 Zn/AZ31/Zn 复合板材, 研究退火温度与时间对板材界面微观组织及力学性能的影响。结果表明: 退火温度对界面扩散层的形成影响较大, 低温退火无法形成良好的界面扩散层, 而在 200 ℃ 退火, 可获得由 Mg_4Zn_7 和 MgZn_2 相组成的良好的冶金结合界面。较高的温度 (300 ℃) 导致界面脆性 $\text{Mg}_2\text{Zn}_{11}$ 相的析出, 而引发微裂纹。在同一温度下, 退火时间的延长仅影响扩散层的厚度, 对其相组成没有影响。退火处理使板材的强度降低, 但是塑性有所提高, 在 200 ℃ 热处理 1 h 获得的复合板材综合力学性能较好。

关键词: Zn/AZ31/Zn 复合板材; 退火; 界面微观结构; 力学性能

doi: 10.11868/j.issn.1001-4381.2019.000456

中图分类号: TG142.71 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-4381(2020)08-0142-07

Abstract: Zn/AZ31/Zn clad sheets were prepared by hot rolling process. The effects of annealing temperature and time on the interface microstructure and mechanical properties of the clad sheets were investigated. The results show that the annealing temperature has great influence on the formation of interfacial diffusion layer. The interfacial diffusion layer cannot be formed at low annealing temperature, but good metallurgical bonding interface can be obtained, which is composed of Mg_4Zn_7 and MgZn_2 phases annealed at 200 ℃. The higher annealing temperature (300 ℃) leads to the precipitation of the brittle $\text{Mg}_2\text{Zn}_{11}$ phase at the interface, thereby inducing microcracks along the interface. At the same annealing temperature, the extension of time only affects the thickness of the diffusion layer, and has no effect on its phase formation. The strength of the sheets is reduced after annealing, but the plasticity is improved. The clad sheets obtain better mechanical properties when annealed at 200 ℃ for 1 h.

Key words: Zn/AZ31/Zn clad sheet; annealing; interfacial microstructure; mechanical property

镁合金由于具有较低的密度及较高的比强度, 可广泛地应用于汽车、3C、航空航天工业中, 从而达到降低能耗、节能减排的目的^[1]。然而到目前为止, 镁合金由于耐蚀性差、成形难、生产成本较铝合金高, 而限制了其作为结构材料的广泛应用, 其中对其应用阻碍最严重的问题为耐蚀性差^[2-6]。为了解决这一问题, 可采用电镀、电弧喷涂、热扩散技术以及热浸手段在镁合金

表面制备纯锌或锌合金涂层, 以提高其耐蚀性^[7-11]。Zhang 等^[8]采用焦磷酸盐浴将 Zn 电镀到预处理的 AZ91D 镁合金表面, Wang 等^[10]通过扩散处理在 AZ91D 镁合金上涂覆锌钡涂层。这些方法虽然可以改善镁合金的耐蚀性, 但仍存在加工工艺复杂、环境污染较大、加工设备精度要求高等问题且保护层较薄, 长期服役情况下不能起到抗腐蚀作用。

采用轧制^[12]、超声波焊接^[13]、爆炸焊接^[14-15]或累计叠轧^[16]等手段在镁合金两侧包覆耐蚀金属层可以实现低廉高效的快速生产。例如, Lee 等^[17]通过温轧和轧后退火制备出纯铝/AZ31B/纯铝复合板材。刘兴海等^[18]采用热轧法制备镁铝复合板, Al-Mg-Al 板的抗拉强度随轧制温度的升高先增大后减小, 随压下量的增大先升高后降低。铝包覆镁合金板材可以结合二者的优点, 在工业中表现出良好的应用前景。然而, 相比于 Al-Mg 复合板材的大量研究, 目前对于 Zn 包覆镁合金板材的报道较少。本工作选取 AZ31 镁合金板材及纯锌板材作为原材料, 采用热轧工艺制备了 Zn/AZ31/Zn 复合板材, 并研究了退火处理对其界面微观结构及力学性能的影响规律。

1 实验材料与方法

采用商业 AZ31 镁合金板材及纯锌板材作为轧制原材料, 初始尺寸分别为 1 mm×80 mm×150 mm

(AZ31)和 0.5 mm×80 mm×150 mm(Zn)。将板材表面打磨干净, 去除污染物及氧化物并用酒精清洗。轧制前将 AZ31 镁合金板材和纯锌板材分别在 300 ℃下退火 2 h 和 150 ℃下退火 30 min。然后将板材按照 Zn/AZ31/Zn 的顺序叠放并在前端用铁丝捆绑到一起。随后在 300 ℃进行热轧, 获得所需复合板材。之后对板材在不同温度与时间下进行退火处理。

采用 Axio Imager A2m 扫描电子显微镜 (SEM) 观察 Zn/AZ31/Zn 复合板材的界面形貌, 界面区的微观组织形貌通过 Tecnai G2 F30 透射电子显微镜 (TEM) 来表征。板材力学性能测试在电子万能试验机上进行, 拉伸样品取样方向沿轧制方向, 并采用 SEM 观察拉伸样品的断口形貌。

2 结果与分析

2.1 退火温度对复合板材界面微观结构的影响

图 1 所示为 Zn/AZ31/Zn 复合板材在不同温度下

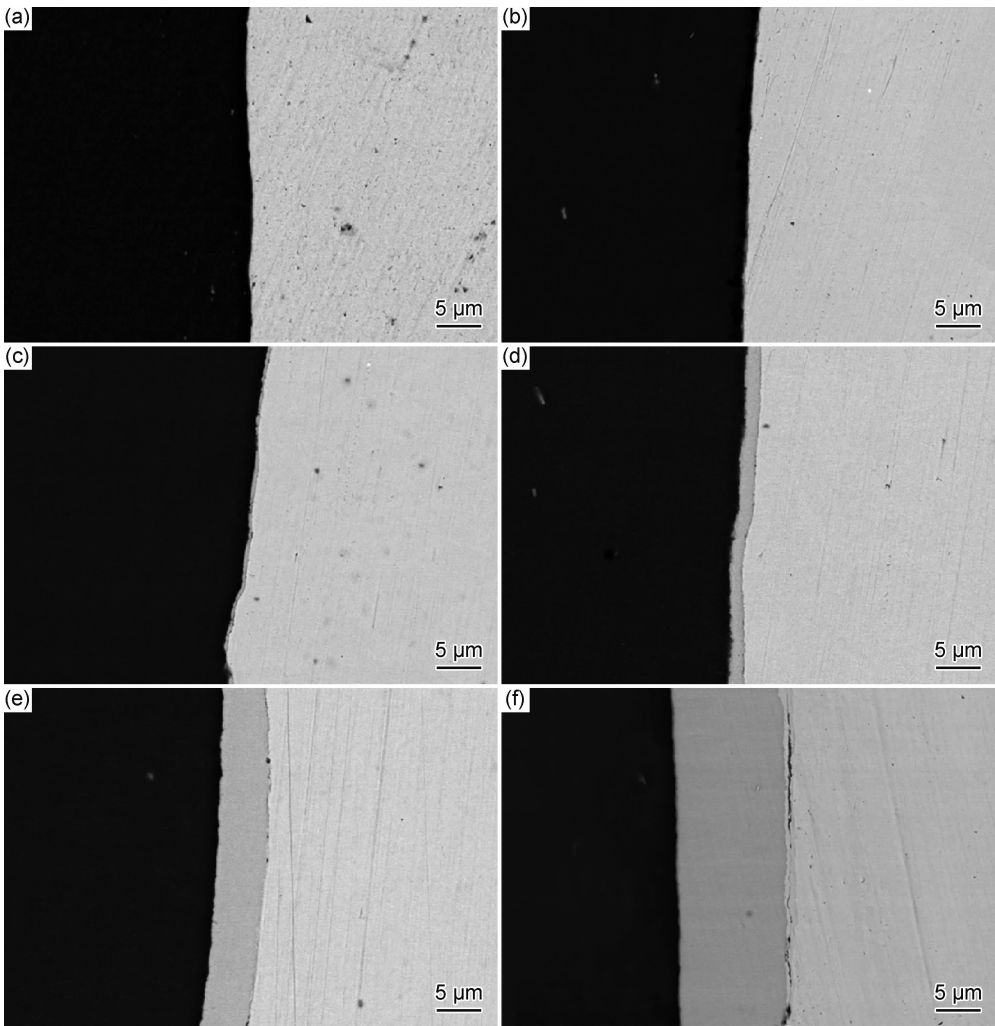


图 1 不同温度退火处理 1 h 后复合板材界面形貌 (a)轧制态;(b)100 ℃;(c)150 ℃;(d)200 ℃;(e)250 ℃;(f)300 ℃

Fig. 1 Interface morphologies of clad sheets after annealing at different temperatures for 1 h

(a)rolled;(b)100 ℃;(c)150 ℃;(d)200 ℃;(e)250 ℃;(f) 300 ℃

退火 1 h 后的界面形貌。对比图 1(a),(b),可以看到板材在 100 ℃下退火后界面与轧制后一致,没有发生元素的扩散。而随着温度的升高,在 150 ℃退火后(图 1(c)),板材间开始生成较薄的扩散层且呈断续分布。温度进一步升高,元素扩散加剧,扩散层厚度不断增加,生成了均匀致密的连续扩散层。但在 300 ℃退火处理时(图 1(f)),在 AZ31 和 Zn 基体之间生成了较厚的扩散层,且在靠近 Zn 基体的一侧生成了新的扩散层,这一扩散层中间存在大量的裂纹,其可能是由脆性相构成,在退火过程中由于热应力的存在导致裂纹产生。图 2 为不同退火温度下板材界面扩散层厚度的变化曲线,可以看到随着温度的变化,扩散层厚度呈现出类抛物线的增长规律。

为了研究退火处理后板材间元素的扩散规律,对微观相貌较为典型的 200 ℃及 300 ℃退火样品的界面进行了能谱分析,结果如图 3 与表 1 所示。由图 3 可见,在界面处 Zn 元素及 Mg 元素的分布发生了明显的变化,根据点扫描结果并结合 Mg-Zn 二元相图分析,在 200 ℃退火的样品界面处可能生成了 $MgZn_2$ 相及 Mg_4Zn_7 相,而对于在 300 ℃退火的复合板材,其界面处存在 Mg_4Zn_7 , $MgZn_2$ 和 $Mg_{12}Zn_{11}$ 相。此外,值得注意的是,与 Zn 侧相邻的脆性金属间化合物 $Mg_{12}Zn_{11}$ 的

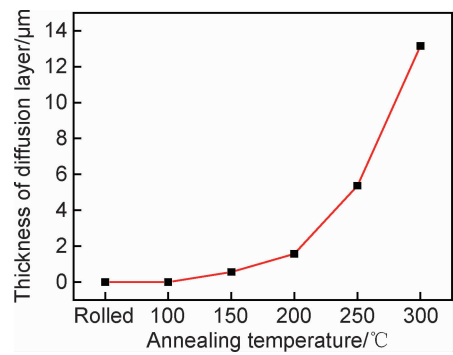


图 2 不同温度退火处理 1 h 后复合板材界面扩散层厚度曲线
Fig. 2 Thickness curve of interfacial diffusion layer of clad sheets after annealing at different temperatures for 1 h

析出明显诱导了裂纹的形成,这与文献[19-20]报道的 Mg-Zn 合金的研究结果一致。在轧制过程中,由于 AZ31 和 Zn 的变形能力有差异,复合板层间变形不完全均匀,因此在界面处存在应力集中。在退火时,板材界面处的应力不能完全消除,导致在脆性相中间形成应力诱导的微裂纹。与在 300 ℃退火的复合板相比,在 200 ℃退火的板材没有观察到裂缝。由此可见,通过优化退火工艺,调整界面扩散层的相组成,可以使 Zn/AZ31/Zn 复合板材获得良好的冶金结合界面。

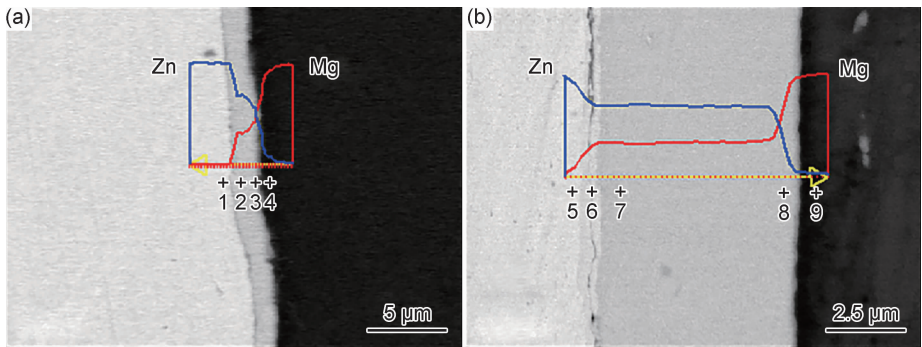


图 3 复合板材界面能谱分析 (a)200 ℃;(b)300 ℃
Fig. 3 EDS analysis of the interface of the clad sheets (a)200 ℃;(b)300 ℃

表 1 图 3 中各点的能谱分析结果

Table 1 EDS results of each point in fig. 3		
Point	Atom fraction of Mg/ %	Atom fraction of Zn/ %
1	1. 09	98. 91
2	34. 76	65. 24
3	41. 35	58. 65
4	92. 98	7. 02
5	8. 58	91. 42
6	20. 60	79. 40
7	30. 97	69. 03
8	43. 78	56. 22
9	98. 19	1. 81

为了更加准确地表征复合板材界面处扩散层的组成,对 200 ℃退火的复合板材进行了 TEM 分析,其明场图像和选择区域电子衍射(SAED)图如图 4 所示。从图 4(a)中可以看出,界面处扩散层分为两部分,即 Mg_4Zn_7 层(衍射轴 $[\bar{2}23]$, 单斜晶系, 晶格常数 $a \approx 0. 524 \text{ nm}$)和 $MgZn_2$ 层(衍射轴 $[2\bar{1}\bar{1}0]$, 六方晶系, 晶格常数 $a \approx 0. 5223 \text{ nm}$),其 SAED 图分别如图 4(c), (d)所示。除了界面金属间化合物相之外,还分别从图 4(b),(e)所示的 SAED 图谱推导出 α -Mg 和 Zn 基体相。TEM 分析与上述扫描及能谱分析结果一致,确认了复合板材界面扩散层的具体相组成。

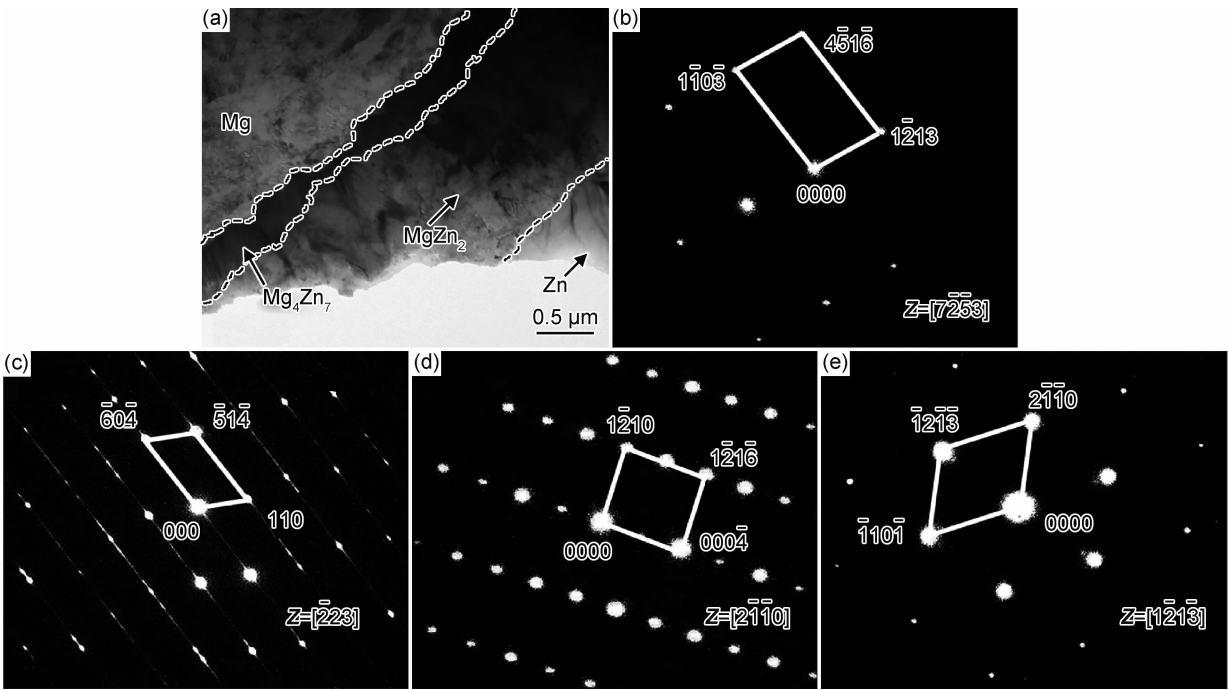


图 4 在 200 °C 下退火的 Zn/AZ31/Zn 复合板材的 TEM 显微照片和 SAED 图
(a)界面区的明场图像;(b) α -Mg 的 SAED 图;(c) Mg_4Zn_7 的 SAED 图;(d) $MgZn_2$ 的 SAED 图;(e)纯 Zn 的 SAED 图

Fig. 4 TEM micrograph and SAED patterns of the Zn/AZ31/Zn clad sheet annealed at 200 °C
(a)bright-field image of the interface zone;(b)SAED pattern for α -Mg;
(c)SAED pattern for Mg_4Zn_7 ;(d)SAED pattern for $MgZn_2$;(e)SAED pattern for pure Zn

综上所述,根据退火温度,Zn/AZ31/Zn 复合板材的界面表现出不同的相析出行为。根据 Mg-Zn 二元相图^[19-21],体系中主要存在 Mg_4Zn_7 , $MgZn_2$ 和 Mg_2Zn_{11} 相。本研究中,轧制变形使得 AZ31 板材和纯锌板材紧密结合,在热处理过程中界面处可能发生元素的扩散,在不同温度条件下形成了不同的析出相。当温度较低(低于 200 °C)时,短时间内元素扩散不充分,没有中间相析出。热处理温度升高后元素扩散加剧,在界面处可观察到 Mg_4Zn_7 和 $MgZn_2$ 相的生成,且 $MgZn_2$ 相的厚度较大。温度升高到 300 °C,元素进一步扩散,除了 Mg_4Zn_7 和 $MgZn_2$ 相之外,在靠近 Zn 基体的一侧生成了较薄的 Mg_2Zn_{11} 相(见表 1 中点 6 的能谱分析结果)。

2.2 退火温度对复合板材力学性能的影响

图 5 为不同退火温度下 Zn/AZ31/Zn 复合板材的工程应力-应变曲线,不同状态板材的力学性能如表 2 所示。从图 5 和表 2 可以看出,Zn/AZ31/Zn 复合板材抗拉强度和屈服强度介于 AZ31 镁合金和纯 Zn 之间,而伸长率相对于两种基体材料较低。可以看到,当退火温度低于 200 °C 时,板材的力学性能变化不大,这是由于在较低温度下退火,板材间没有明显扩散层的生成。而当退火温度达到 200~250 °C 时,AZ31 和纯锌之间生成了均匀致密的扩散层,从而导致力学性能

有所下降,而伸长率升高。随着温度的进一步升高,扩散层厚度明显增加,板材强度降低而伸长率得到明显的提升。但是当温度达到 300 °C 时,由于靠近 Zn 的一侧生成了易产生裂纹的 Mg_2Zn_{11} 相,而使复合板材的强度及塑性明显降低。因此可以认为,扩散层的厚度及相组成是影响复合板材力学性能的主要因素。

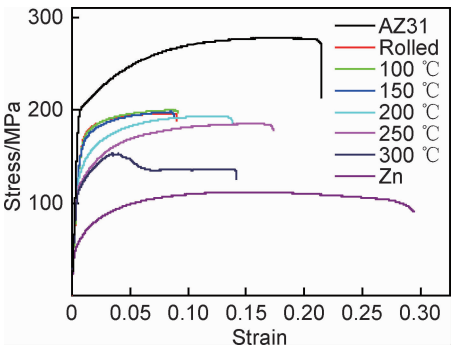


图 5 不同温度退火处理 1 h 后复合板材拉伸应力-应变曲线

Fig. 5 Tensile stress-strain curves of clad sheets after annealing at different temperatures for 1 h

为了分析拉伸实验中裂纹的形成和扩展机理,选取了典型的 200 °C 退火的试样进行拉伸实验,并在施加约 60% 的最大载荷时中断,对样品进行观察以确定裂纹萌生的位置,结果如图 6 所示。可以看出,由于金

表 2 不同温度退火处理 1 h 后复合板材力学性能
Table 2 Mechanical properties of clad sheets after annealing at different temperatures for 1 h

Material	Annealing temperature/℃	UTS/MPa	YS/MPa	Elongation/%
AZ31		276.6	199.2	22.7
Zn		105.8	46.5	29.4
Zn/AZ31/Zn		194.6	158.6	8.9
	100	198.6	157.1	9.1
	150	197.4	144.0	8.8
	200	193.7	128.6	13.4
	250	182.5	154.7	17.3
	300	154.7	114.0	14.2

属间 $MgZn_2$ 相的存在,裂纹在试样的界面区而不是在 AZ31 和 Zn 基体中开始萌生(图 6(a))。随着载荷的进一步增加,AZ31 板首先达到塑性极限,并且发生断裂,而纯 Zn 板由于与 AZ31 板相比具有更大的延展性而没有表现出任何断裂行为(图 6(b))。但此时,Zn/AZ31/Zn 复合板材已经失去了作为层压金属复合材料的作用。

图 7 为 200 ℃退火 1 h 后 Zn/AZ31/Zn 复合板材的典型断口形貌。AZ31 基体表现出明显的塑性断裂特性,在断断面上可以观察到大量的撕裂棱和韧窝(图7(b))。

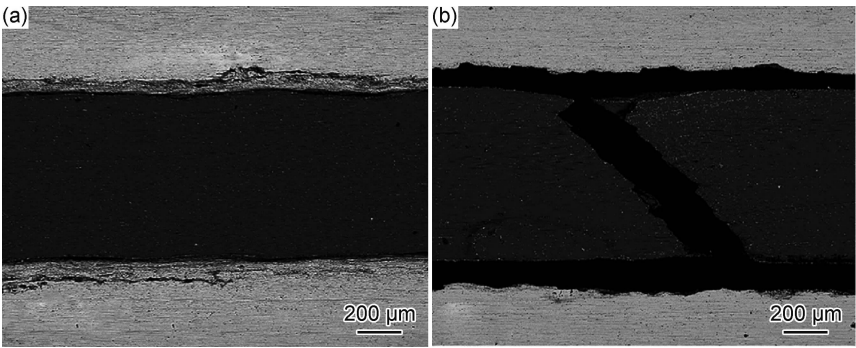


图 6 200 ℃退火 1 h 样品在不同状态下拉伸的扫描形貌
(a)样品加载 60%最大载荷时截面形貌;(b)样品发生断裂后截面形貌
Fig. 6 SEM morphologies of samples annealed at 200 ℃ for 1 h under different tensile conditions
(a)cross-sectional morphology of the sample loaded with 60% of the maximum load;
(b)cross-sectional morphology of the sample after fracture

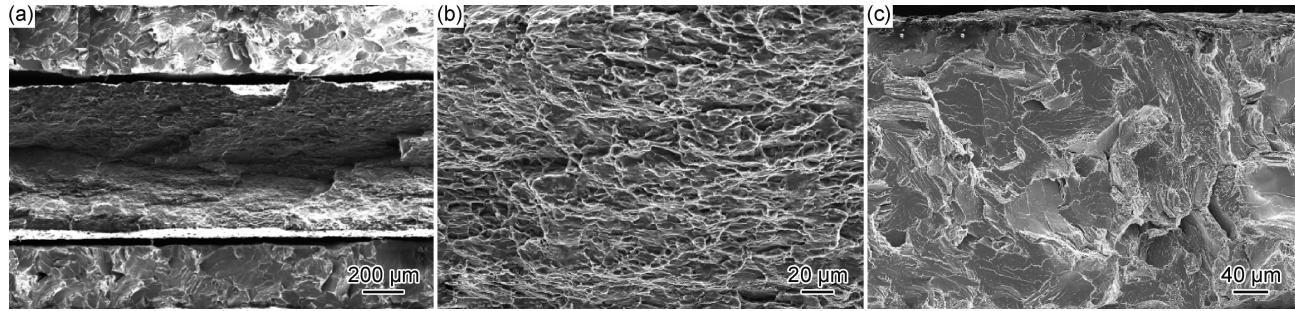


图 7 200 ℃退火 1 h 后 Zn/AZ31/Zn 复合板材断裂后形貌
(a)复合板材;(b)AZ31 基体;(c)纯锌基体
Fig. 7 Surface morphologies of the Zn/AZ31/Zn clad sheets annealed at 200 ℃ for 1 h after fracture
(a)clad sheets;(b)AZ31 matrix;(c)pure Zn matrix

而纯 Zn 基体主要表现出准解理断裂特征,在其表面观察到许多小的解理面。此外,在解理面中还可以看到一些撕裂特性。

2.3 退火时间对复合板材界面微观形貌的影响

图 8 为 Zn/AZ31/Zn 复合板材在 200 ℃下不同退火时间后的界面形貌。可以看到,随着退火时间的延长,扩散层厚度逐渐增加,且厚度的增加呈线性增长,

如图 9 所示。由此可知,扩散层中元素的扩散与退火时间呈线性关系。此外,随着退火时间的变化,扩散层析出相并没有发生明显的变化,根据上述结果,扩散层应主要由 Mg_7Zn_{17} 相和 $MgZn_2$ 相组成,即使退火时间延长至 4 h 也未见 $Mg_{11}Zn_{11}$ 相的产生,这表明扩散层的析出主要由温度因素决定,而时间因素仅对其厚度产生影响。

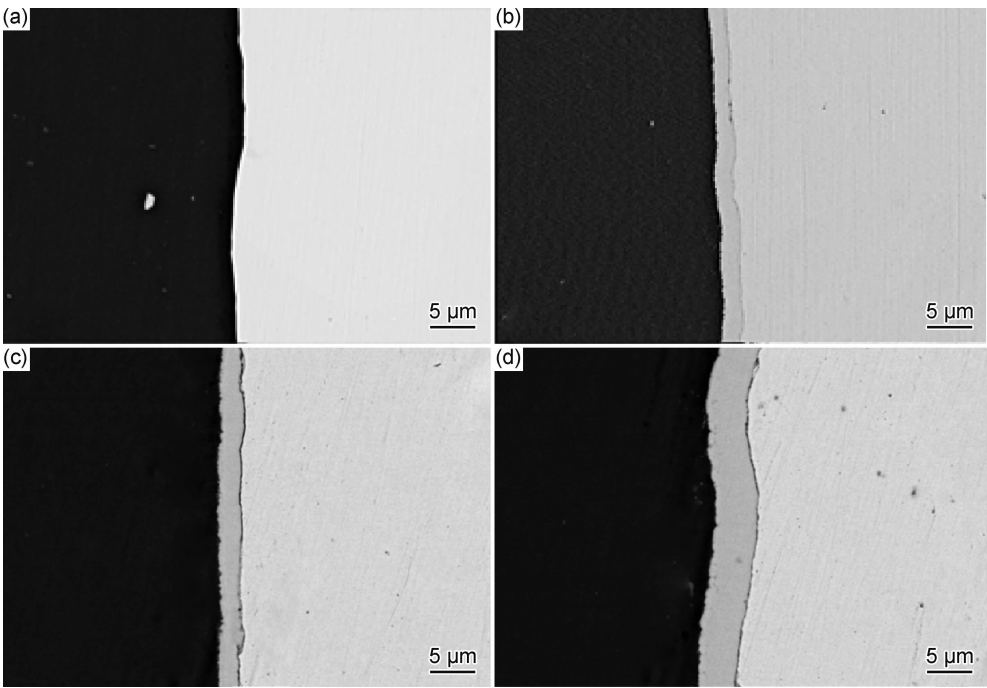


图 8 200 °C 不同时间退火处理后复合板材界面形貌
(a)轧制态;(b)1 h;(c)2 h;(d)4 h
Fig. 8 Interface morphologies of clad sheets after annealing at 200 °C for different time
(a)rolled;(b)1 h;(c)2 h;(d)4 h

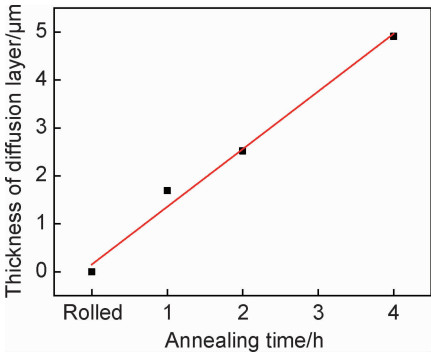


图 9 200 °C 不同时间退火处理后复合板材界面扩散层厚度曲线
Fig. 9 Thickness curve of interfacial diffusion layer of clad sheets after annealing at 200 °C for different time

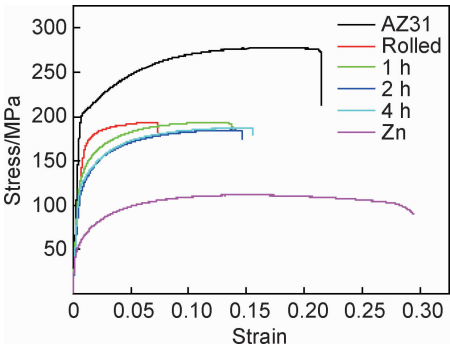


图 10 200 °C 不同时间退火处理后复合板材拉伸应力-应变曲线
Fig. 10 Tensile stress-strain curves of clad sheets after annealing at 200 °C for different time

2.4 退火时间对复合板材力学性能的影响

图 10 为 200 °C 不同时间退火后 Zn/AZ31/Zn 复合板材的工程应力-应变曲线,可以看出,相比于轧制态板材,退火不同时间后的板材强度均有所下降,但塑性得到改善,这是由于扩散层的生成使板材间实现了冶金结合,从而减缓了界面处裂纹的发生致使塑性增强,而由于析出相较基体相比强度低,导致复合板材的力学性能有所下降。

3 结论

(1)退火处理温度是影响 Zn/AZ31/Zn 复合板材

界面微观结构的主要因素。随着退火温度的升高,界面层厚度也增加。退火温度在 200~250 °C 时,复合板材获得由 Mg_4Zn_7 和 $MgZn_2$ 相组成的良好的冶金结合界面。但是当退火温度升高至 300 °C 时,复合板材界面由 Mg_2Zn_{11} , $MgZn_2$ 和 Mg_4Zn_7 相组成,由于靠近 Zn 基体一侧有脆性 Mg_2Zn_{11} 相的析出,使扩散层中出现了明显的裂纹。

(2)在 200 °C 退火的 Zn/AZ31/Zn 复合板表现出适度的拉伸强度以及良好的塑性,低于 AZ31 合金,但远高于纯 Zn。退火温度过低板材间无法进行元素扩散而形成冶金结合,导致界面处裂纹容易产生,板材塑性较低;退火温度过高使板材间产生脆性相并导致微

裂纹出现,使板材的强度明显降低。

(3)退火时间影响复合板材界面扩散层厚度,而对其相组成没有影响,因而不同退火时间下复合板材的力学性能差别较大,在本实验中,复合板材在 200 ℃退火 1 h 时性能最佳。

参考文献

- [1] 杨媛,李加强,宋宏宝,等. 镁合金的应用及其成形技术研究现状[J]. 热加工工艺, 2013, 42(8): 24-27.
YANG Y, LI J Q, SONG H B, et al. Research situation on application of magnesium alloys and its forming technology[J]. Hot Working Technology, 2013, 42(8): 24-27.
- [2] 刘军,张金玲,渠治波,等. 稀土 Gd 对 AZ31 镁合金耐蚀性能的影响[J]. 材料工程, 2018, 46(6): 73-79.
LIU J, ZHANG J L, QU Z B, et al. Effect of rare earth Gd on corrosion resistance of AZ31 magnesium alloy[J]. Journal of Materials Engineering, 2018, 46(6): 73-79.
- [3] 赵曦,贾瑞灵,周伟光,等. 稀土对 AZ91 镁合金干/湿循环腐蚀产物及阻抗行为的影响[J]. 材料工程, 2017, 45(4): 41-50.
ZHAO X, JIA R L, ZHOU W G, et al. Effect of rare earth on corrosion products and impedance behavior of AZ91 magnesium alloy under dry-wet cycles[J]. Journal of Materials Engineering, 2017, 45(4): 41-50.
- [4] YI A, DU J, WANG J, et al. Preparation and characterization of colored Ti/Zr conversion coating on AZ91D magnesium alloy[J]. Surface and Coatings Technology, 2015, 276: 239-247.
- [5] 黄献丽,何美凤,李俊,等. 脉冲电镀镁合金及其腐蚀行为研究[J]. 材料导报, 2013, 27(24): 92-94.
HUANG X L, HE M F, LI J, et al. Pulsed electrodeposition of Zn-Mg alloy and its corrosion behavior[J]. Materials Review, 2013, 27(24): 92-94.
- [6] YAN D, YU G, HU B, et al. An innovative procedure of electroless nickel plating in fluoride-free bath used for AZ91D magnesium alloy[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2015, 653: 271-278.
- [7] ZHANG C H, HUANG X M, SHENG N, et al. A zinc dipping technique for Mg-16Li-5Al-0.5RE alloy at room temperature[J]. Materials and Corrosion, 2014, 64(6): 509-515.
- [8] ZHANG S Y, LI Q, CHEN B, et al. Electrodeposition of zinc on AZ91D magnesium alloy pre-treated by stannate conversion coatings[J]. Materials and Corrosion, 2010, 61(10): 860-865.
- [9] BYUN J M, BANG S R, KIM H W, et al. Effect of heat treatment on corrosion resistance and adhesion property in Zn-Mg-Zn multi-layer coated steel prepared by PVD process[J]. Surface and Coatings Technology, 2017, 309: 1010-1014.
- [10] WANG H, YU B, WANG W, et al. Improved corrosion resistance of AZ91D magnesium alloy by a zinc-yttrium coating[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2014, 582: 457-460.
- [11] SUN A, SUI X, LI H, et al. Interface microstructure and mechanical properties of zinc-aluminum thermal diffusion coating on AZ31 magnesium alloy[J]. Materials & Design, 2015, 67: 280-284.
- [12] LEE K S, KIM J S, JO Y M, et al. Interface-correlated deformation behavior of a stainless steel-Al-Mg 3-ply composite[J]. Materials Characterization, 2013, 75: 138-149.
- [13] LEON M D, SHIN H S. Weldability assessment of Mg alloy (AZ31B) sheets by an ultrasonic spot welding method[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2017, 243: 1-8.
- [14] 吴琼,杨素媛. AZ31/1060 爆炸复合板界面区组织与性能研究[J]. 稀有金属, 2016, 40(10): 996-1001.
WU Q, YANG S Y. Microstructure and properties of bonding interface in explosive welded AZ31/1060 composite plate[J]. Chinese Journal of Rare Metals, 2016, 40(10): 996-1001.
- [15] BINA M H, DEGHANI F, SALIMI M. Effect of heat treatment on bonding interface in explosive welded copper/stainless steel[J]. Materials & Design, 2013, 45: 504-509.
- [16] DEHSORKHI R N, QODS F, TAJALLY M. Investigation on microstructure and mechanical properties of Al-Zn composite during accumulative roll bonding (ARB) process[J]. Materials Science and Engineering: A, 2011, 530: 63-72.
- [17] LEE K S, LEE Y S, KWON Y N. Influence of secondary warm rolling on the interface microstructure and mechanical properties of a roll-bonded three-ply Al/Mg/Al sheet[J]. Materials Science and Engineering: A, 2014, 606: 205-213.
- [18] 刘兴海,张焜禹,董丽,等. Al-Mg-Al 复合板抗拉强度研究[J]. 材料导报, 2014, 28(10): 101-104.
LIU X H, ZHANG K Y, DONG L, et al. Study on tensile strength of Al-Mg-Al laminated plate[J]. Materials Review, 2014, 28(10): 101-104.
- [19] DAS S K, KIM Y M, HA T K, et al. Investigation of anisotropic diffusion behavior of Zn in hcp Mg and interdiffusion coefficients of intermediate phases in the Mg-Zn system[J]. Calphad, 2013, 42: 51-58.
- [20] KAMMERER C C, BEHDAD S, ZHOU L, et al. Diffusion kinetics, mechanical properties, and crystallographic characterization of intermetallic compounds in the Mg-Zn binary system[J]. Intermetallics, 2015, 67: 145-155.
- [21] GHOSH P, MEZBAHUL-ISLAM M, MEDRAJ M. Critical assessment and thermodynamic modeling of Mg-Zn, Mg-Sn, Sn-Zn and Mg-Sn-Zn systems[J]. Calphad, 2012, 36: 28-43.

基金项目:中央高校基本科研业务费专项资金资助项目(FRF-TP-18-020A2)

收稿日期:2019-05-16;修订日期:2020-03-15

通讯作者:许风光(1974—),男,工程师,硕士,研究方向为材料力学性能,联系地址:北京市海淀区学院路30号北京科技大学自然科学基础实验中心(100083),E-mail:xfgbj@ustb.edu.cn

(本文责编:寇凤梅)