

水泥环境中 A356 与 6061 铝合金的腐蚀行为研究

韩嘉璇¹ 胡波¹ 杨万章² 陈本松² 李德江¹

(1. 上海交通大学材料科学与工程学院, 上海 200240; 2. 云南铝业股份有限公司, 昆明 650502)

摘要 系统探讨了 A356 与 6061 铝合金在快硬硅酸盐水泥环境中的腐蚀行为及机理, 选取铸态 A356 和阳极氧化处理前后的挤压态 6061 铝合金, 设置不同浸泡时间试验, 分析其微观组织及腐蚀层演变规律。结果表明, 铸态 A356 合金中粗大且分布不均的第二相, 易诱发局部腐蚀, 导致腐蚀速率较快; 而挤压态 6061 合金第二相含量降低并改善组织均匀性, 在相同环境下表现出更低的腐蚀速率和更薄的腐蚀层。此外, 阳极氧化处理在表面形成致密的 Al_2O_3 保护层, 进一步提升合金的耐蚀性。因此, 通过优化合金成分、调整加工工艺及采用表面防护措施, 可有效提升铝合金在碱性快硬硅酸盐水泥环境中的耐蚀性能。实际应用中, 应尽量避免铝合金与水泥材料直接接触, 以进一步降低腐蚀风险。

关键词 铝合金; 腐蚀性能; 碱性水泥

中图分类号 TG146.2; TB304; TG172

文献标志码 A

DOI: 10.15980/j.tzzz.T20250233

Corrosion Behavior of A356 and 6061 Aluminum Alloys in Cement Environment

HAN Jiaxuan¹, HU Bo¹, YANG Wanzhang², CHEN Bensong², LI Dejiang¹

(1. School of Materials Science and Engineering, Shanghai Jiao Tong University, Shanghai 200240; 2. Yunnan Aluminium Co., Ltd., Kunming 650502)

Abstract: Corrosion behavior and mechanisms of A356 and 6061 aluminum alloys in a rapid-hardening silicate cement environment were systematically investigated. As-cast A356 alloy and as-extruded 6061 alloy before and after anodizing were selected to analyze the microstructure evolution and corrosion layers through immersion experiments with varying durations. The results indicate that as-cast A356 alloy is prone to local corrosion due to the coarse and unevenly distributed secondary phase, resulting in a higher corrosion rate. In contrast, the as-extruded 6061 alloy exhibits lower corrosion rate and thinner corrosion layer on the condition owing to reduction of secondary phase content and improvement of microstructural uniformity. Furthermore, anodizing leads to a dense Al_2O_3 protective layer on the surface, significantly enhancing the corrosion resistance. Therefore, the corrosion resistance of Al alloys in alkaline rapid-hardening cement environments can be effectively improved by optimizing alloy composition, regulating processing parameters, and utilizing surface protection strategies. In practice, direct contact between Al alloys and cement materials should be refrained to reduce corrosion risk.

Key Words: Aluminum Alloys, Corrosion Resistance, Alkaline Cement

收稿日期: 2025-06-10; 修订日期: 2025-08-28

基金项目: 云南省重大科技专项计划资助项目(202502AB080005); 云南省曾小勤专家工作站资助项目(202505AF350043); 云南省重点研发计划资助项目(202403AA080186); 内蒙古自治区-上海交通大学科技合作专项“科技兴蒙”上海交通大学行动计划资助项目

第一作者简介: 韩嘉璇, 女, 1999 年出生, 博士, E-mail: hjxcc1999@sjtu.edu.cn

通信作者: 胡波, 男, 1995 年出生, 助理研究员, E-mail: 1969220462@sjtu.edu.cn

引用格式: 韩嘉璇, 胡波, 杨万章, 等. 水泥环境中 A356 与 6061 铝合金的腐蚀行为研究[J]. 特种铸造及有色合金, 2025, 45(10): 1561-1567.

HAN J X, HU B, YANG W Z, et al. Study on the corrosion behavior of A356 and 6061 aluminum alloys in cement environment[J]. Special Casting & Nonferrous Alloys, 2025, 45(10): 1561-1567.

- [7] 马佳琨, 王勤波, 张苗, 等. 热处理温度对 TA15 钛合金板材组织及性能的影响[J]. 世界有色金属, 2024(2): 22-24.
- [8] 白鑫洁, 张明玉, 陈雅娟. 时效温度对 TA10 钛合金微观组织以及冲击韧性的影响[J]. 轨道交通材料, 2024, 3(4): 30-33.
- [9] 李军兆, 于航, 樊程, 等. TA18 钛合金板材焊接工艺对比研究[J]. 钛工业进展, 2023, 40(2): 30-34.
- [10] 刘正乔, 汪净, 何冠军, 等. TA18 钛合金卷的常规热连轧工艺研究[J]. 湖南工程学院学报(自然科学版), 2019, 29(1): 30-32, 44.
- [11] 武晓雷, 朱运田. 异构金属材料及其塑性变形与应变硬化[J]. 金属学报, 2022, 58(11): 1349-1359.
- [12] LUO X, HUANG T L, WANG Y H, et al. Strong and ductile AZ31 Mg alloy with a layered bimodal structure [J]. Scientific Reports, 2019, 9(1): 5428.
- [13] 武晓雷, 朱运田. 异构金属材料专刊前言[J]. 金属学报, 2022, 58(11): 1347-1348.
- [14] 张显程, 张勇, 李晓, 等. 异构金属材料的设计与制造[J]. 金属学报, 2022, 58(11): 1399-1415.
- [15] 袁钰轩, 马爱斌, 吴浩然, 等. 异构金属材料优异力学性能及其机理的研究进展[J]. 材料导报, 2023, 37(18): 156-162.
- [16] 李建生. 层状异构金属材料制备及力学性能研究[D]. 南京: 南京理工大学, 2020.
- [17] WU X, ZHU Y. Heterogeneous materials: A new class of materials with unprecedented mechanical properties [J]. Materials Research Letters, 2017, 5(8): 1-6.
- [18] 刘佳文, 方红梅, 曹丽丽, 等. 多层梯度超细晶粒钛强韧化机理研究[J]. 钢铁钎焊, 2023, 44(3): 93-99.
- [19] 刘向宏, 吴聪, 和卫平, 等. 基于显微组织调控的 Ti80 合金强韧化机理研究[J]. 材料开发与应用, 2024, 39(4): 28-37.
- [20] 米磊, 张晨辉, 何忞琦, 等. TC21 钛合金固溶时效处理对合金强韧化性能的影响[J]. 铸造技术, 2023, 44(10): 929-934.
- [21] 梁顺星, 刘凯洋, 尹丽霞, 等. 高强韧异质钛合金的研究进展[J]. 特种铸造及有色合金, 2022, 42(2): 138-143.

(编辑: 刘晨辉)

铝的储量丰富,约占地壳质量的7.45%,是地壳中含量最高的金属元素^[1-2]。由于铝合金具有轻质高强、易于加工、导热导电性良好等优异性能,被广泛应用于建筑、交通运输、航空航天等工程领域^[3-7]。在建筑与结构工程中,铝合金常用于装配式建筑构件的连接、桥梁与道路中的铝合金盖板与护栏、机场设施、维护通道以及设备外壳等,这些构件不可避免地会与混凝土或水泥材料发生直接接触。然而,由于铝及其合金外层具有不稳定的三电子结构,在电解质溶液(如水、酸、碱、盐溶液)中易发生电化学腐蚀,尤其在pH值>8的碱性环境中,铝表面的天然氧化膜会持续溶解并发生腐蚀,导致铝直接暴露于腐蚀介质中,从而加剧腐蚀进程^[8-12]。

快硬硅酸盐水泥凭借早期强度提升快、硬化速度快、耐久性好等特点,广泛应用于预制构件快速安装和高效施工等工程中^[13-14]。然而,在实际应用中其高碱性浆体环境与铝合金构件直接接触时,容易引发腐蚀反应,影响结构耐久性和服役安全^[15-16]。研究表明,常用的2xxx、6xxx系等铝合金在碱性溶液中的腐蚀速率显著高于中性或弱酸性介质,且即使在中性环境(3.5% NaCl)中,也会因溶液局部pH升高,导致铝合金表面氧化膜的局部溶解与碱性点蚀行为^[10,17-19]。因此,系统研究铝合金在快硬硅酸盐水泥的实际应用环境下的长期腐蚀行为,对于理解其腐蚀机理、评估服役寿命以及制定有效的防护措施具有重要的工程价值。为此,本研究系统研究铸态A356和阳极氧化处理前后的挤压态6061铝合金在该水泥环境中的腐蚀特征,分析其腐蚀形貌演化及腐蚀产物行为,旨在为实际工程应用中的防腐设计提供参考。

1 试验材料与方法

本研究基于机场路灯底座中常用铝合金材料,选取铸态A356和挤压态6061两种典型铝合金,旨在比较不同铝合金在碱性水泥环境中的腐蚀行为。合金材料

的化学成分通过电感耦合等离子体原子发射光谱法(ICP-AES)测定,结果见表1。合金被加热至490℃进行挤压,挤压比为21,挤压速度为3.5 mm/s,最终获得直径为165 mm的挤压棒。挤压态合金阳极氧化前采用三酸化抛光液(体积分数分别为60%的H₃PO₄+30%的H₂SO₄+10%的HNO₃)进行表面活化与清洁,并进行自来水漂洗以彻底去除残液。处理后的试样进行本色阳极氧化,氧化时间为15~20 min,温度为18~20℃,电压为15 V,阳极氧化结束后用净水冲洗4次。封孔处理采用5~10 g/L的醋酸镍溶液,温度为80~85℃,时间为5~8 min。随后依次经自来水与纯水漂洗,并在80~100℃的烘箱中烘干。

表1 A356和6061合金的实际化学成分

Tab.1 Chemical compositions of A356 and 6061 alloys		%							
状态		w_B							
		Si	Mg	Cu	Fe	Mn	Cr	Zn	Ti
铸态 A356		6.980	0.350	0.002	0.093	0.005	0.002	0.011	0.160
挤压态 6061		0.530	0.930	0.200	0.120	0.010	0.200	0.019	0.015
									余量

在pH值为11的快硬硅酸盐水泥环境中,通过设定不同的浸泡时间(1、6、24和144 h)研究铝合金的腐蚀过程,并在浸泡144 h后进一步设置水泥固化96 h和144 h的对照组,以探讨其腐蚀行为的演变规律。达到预定时间后对试样进行酒精超声处理,以尽可能去除合金表面的水泥覆盖,减少其对试验结果的干扰。

采用金相显微镜(OM, Zeiss Axio-ObserverA1)对腐蚀后试样表面进行观察,并采用配备能量色散光谱仪(EDS)的扫描电镜(SEM, ZEISS Sigma 560)分析原始合金的显微组织和腐蚀后试样表面氧化膜的横截面形貌。

2 试验结果与讨论

2.1 原始合金的显微组织特征

图1为铸态A356和挤压态6061合金未经腐蚀的

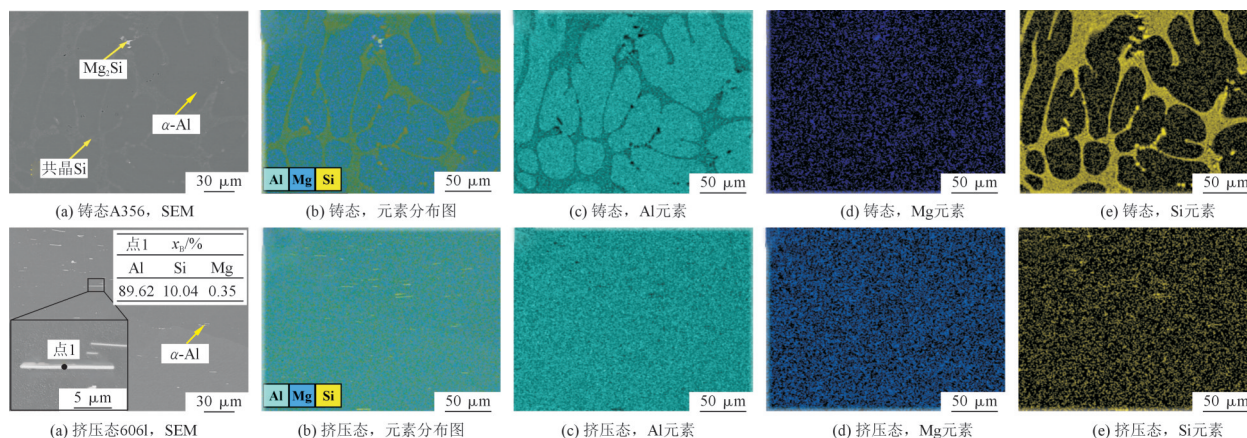


图1 铸态A356与挤压态6061铝合金的原始显微组织

Fig.1 Primary microstructure of as-cast A356 and as-extruded 6061 Al alloys

铝合金原始显微组织。可以看出,铸态 A356 合金主要由 3 种典型相构成:一种是深灰色的 α -Al 基体相,其呈现出典型的枝晶状结构;一种是共晶 Si 相,主要分布在 α -Al 相晶界处;另一种是白色块状 Mg_2Si 第二相,在合金凝固过程中由于 Mg 元素偏聚而形核并析出。相比之下,挤压态 6061 合金主要由 α -Al 和细长的条状第二相共同组成,呈现出明显的加工流线特征。挤压前的热处理工艺有效促进了 Mg 元素在基体中的均匀分布,同时,由于挤压态 6061 合金中 Si 含量更低,第二相数量明显减少,使合金的组织均匀性显著提升。

2.2 腐蚀过程中表面形貌特征

图 2 为铸态 A356 和挤压态 6061 铝合金在不同腐

蚀时间后的表面宏观形貌。结果表明,铸态 A356 铝合金试样在腐蚀过程中表面逐渐形成白色腐蚀产物,其面积随腐蚀时间的延长而显著增加。经 24 h 腐蚀后,试样表面几乎完全被白色腐蚀产物覆盖,表现出严重的腐蚀损伤。相比之下,挤压态 6061 铝合金表现出相对较好的耐蚀性,经 24 h 腐蚀后,未经阳极氧化处理的挤压态试样表面光泽显著下降,出现轻微粗糙化,表明已发生均匀腐蚀,而经过阳极氧化处理的挤压态试样表面大部分仍保持较为光滑的状态。与铸态 A356 合金类似,挤压态 6061 合金的腐蚀程度也随时间的延长而加剧,表现为表面粗糙度的逐渐增加。

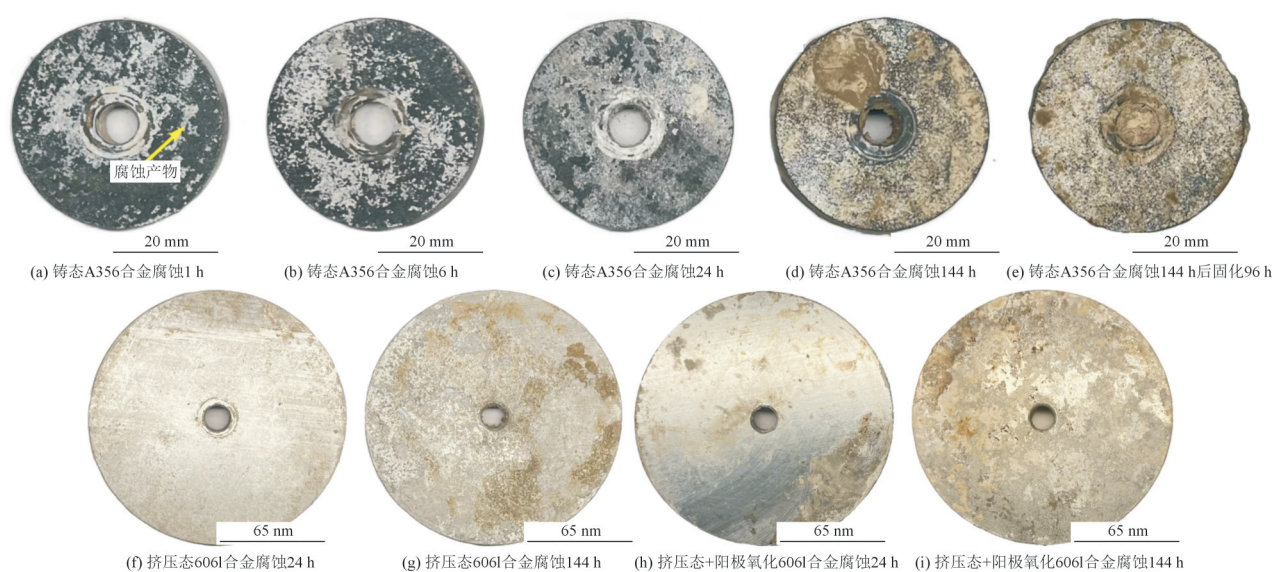


图 2 不同状态铝合金在不同腐蚀时间后的表面宏观形貌

Fig.2 Macro surface morphologies of aluminum alloys under different states after different corrosion durations

进一步,通过金相显微镜观察了不同状态铝合金在腐蚀 24 h 和 144 h 后表面的微观组织,结果见图 3。

在腐蚀 24 h 后,3 种状态铝合金表现出显著的组织差异:铸态 A356 合金表面已被大量腐蚀产物覆盖,难以

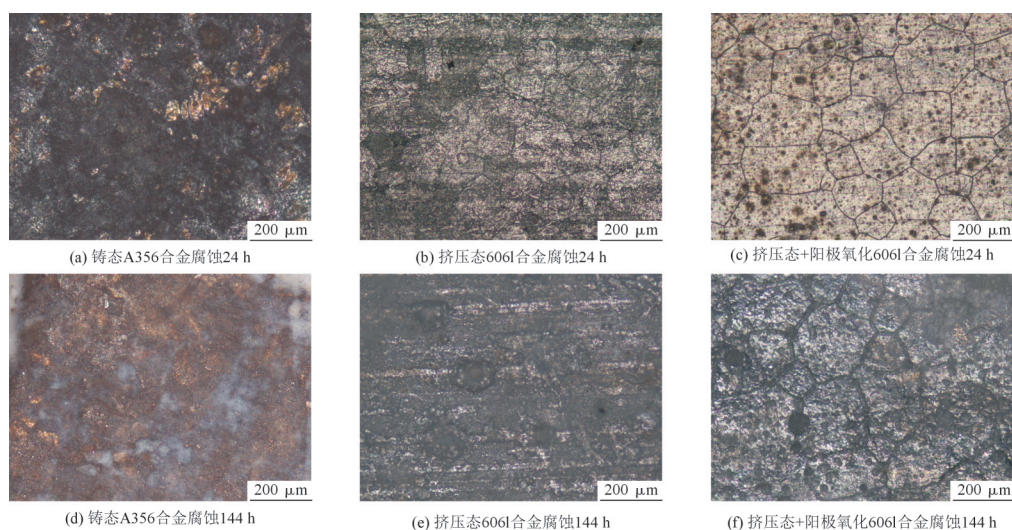


图 3 不同状态铝合金在不同腐蚀时间后的表面微观组织

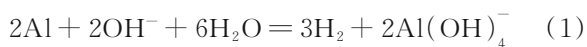
Fig.3 Surficial microstructure of aluminum alloys under different conditions for various corrosion durations

辨识晶界等原始微观组织特征,呈现出明显的暗色腐蚀形貌,腐蚀损伤严重;未经阳极氧化处理的挤压态 6061 合金虽保留原始晶粒形貌,但晶界已明显模糊;相比之下,经阳极氧化处理的挤压态 6061 合金不仅晶界清晰可见,且仅出现局部点蚀,表现出最优的耐蚀性能。随着腐蚀时间延长至 144 h,3 种状态铝合金的腐蚀程度均不同程度加深,铸态合金和未阳极氧化的挤压态合金表面已难以观察到原始微观组织特征,而阳极氧化处理后的挤压态 6061 合金表面仍可见清晰晶界,显示出较强的耐腐蚀性能。表明阳极氧化处理不仅提升了合金的初始耐蚀性,还有效延缓了腐蚀的扩展。此外,在腐蚀 144 h 后,阳极氧化处理后的挤压态合金局部点蚀坑增多且增大,晶界发生宽化,表明腐蚀主要沿着初始腐蚀区域及晶界不断扩展,晶界区域可能成为腐蚀优先扩展的部位,见图 3f。

2.3 铸态铝合金腐蚀层演变规律

图 4 为铸态铝合金腐蚀不同时间后腐蚀层截面的 SEM 图。结果表明,在腐蚀 1 h 后,试样表面已形成明显的腐蚀层,厚度约为 $2\text{ }\mu\text{m}$,其微观组织仍保持与原始基体相似的两相结构,主要由白色富 Si 相和灰色富 Al 相组成,见图 4a。随着腐蚀时间延长,合金表面不断被溶解,腐蚀层向基体内部不断生长,金属/氧化物界面沿着向内扩展的趋势逐渐迁移,表明在快硬硅酸盐水泥环境中,铸态合金主要经历内腐蚀过程,表面腐蚀层随时间增厚,并始终维持其两相结构特征,在腐蚀 144 h 后腐蚀层厚度已达约 $33\text{ }\mu\text{m}$,见图 4d。值得注意的是,在图 5f 中观察到腐蚀层内部出现了 Ca 元素的富集现象,表明水泥中的 Ca^{2+} 可能随腐蚀过程穿过腐蚀层发生向内扩散。

进一步分析表明,铸态铝合金腐蚀 144 h 后表面腐蚀层厚度分布不均(见图 4d),其中原始合金中第二相区域的腐蚀层明显较厚,明显超出 Al 基体区域,这种不均匀性主要归因于以下两个因素:首先,第二相与基体之间的电化学电位差导致优先腐蚀;其次,第二相与基体之间的界面为腐蚀介质提供了快速扩散通道,腐蚀介质更易沿着第二相与基体的界面渗透,并沿此方向持续向内侵蚀,加速了局部腐蚀的进程。此外,铝合金在碱性条件下会发生如下反应^[10]:



该反应表明 Al 在碱性环境下腐蚀过程中伴随着析氢过程。随着腐蚀的不断深入,析出的氢气形成的气泡会在腐蚀层内产生局部应力,这不仅加剧了腐蚀层的破坏,还可能导致其开裂,从而为腐蚀介质提供快速

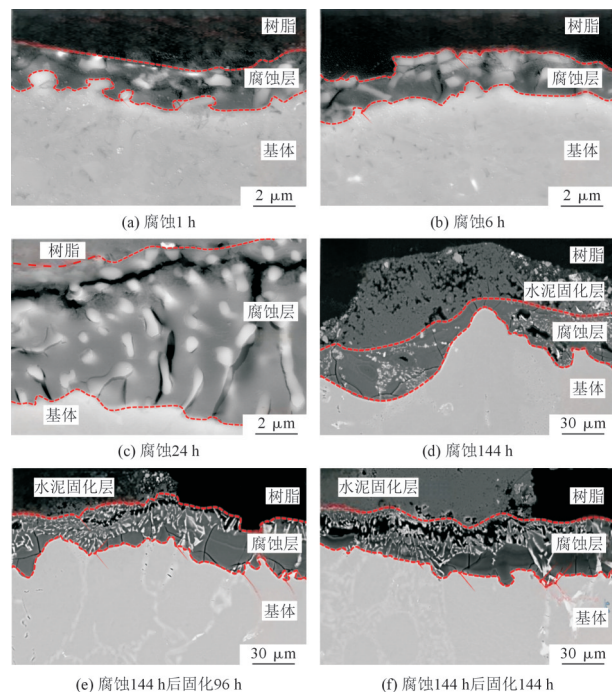


图 4 铸态 A356 铝合金在不同时间腐蚀后的腐蚀层截面 SEM 图

Fig.4 Cross-sectional SEM images of corrosion layer in as-cast A356 Al alloy for different corrosion durations

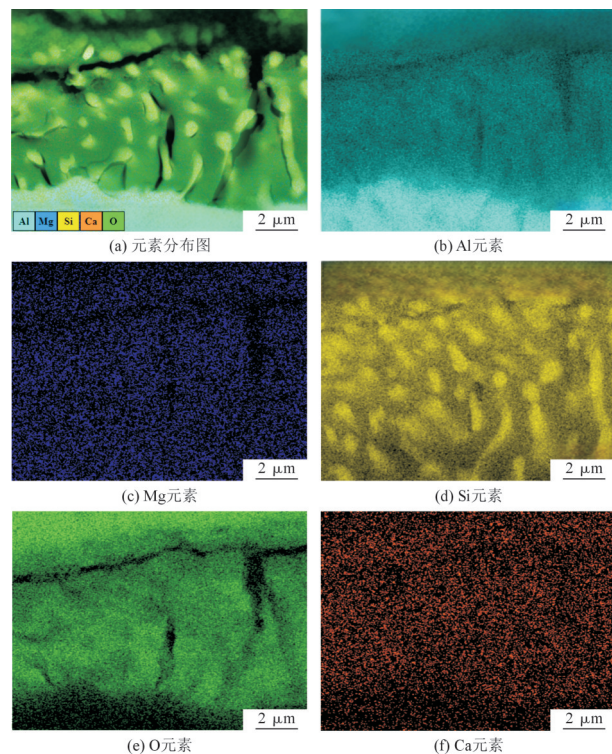


图 5 图 4c 中铸态铝合金腐蚀 24 h 后腐蚀层截面的元素分布图
 Fig.5 Elemental distribution of cross section of corrosion layer in as-cast Al alloy in Fig.4c after corrosion for 24 h

扩散通道,进一步削弱了腐蚀层的保护效果并加速腐蚀进程。这种腐蚀层的劣化过程与腐蚀产物的累积、氢气泡的形成以及腐蚀应力的作用密切相关。

当铸态 A356 合金表面水泥固化后,其表面腐蚀层基本保持稳定,腐蚀层也不再发生增厚,见图 4e 和图 4f。这一结果表明固化后的水泥层有效阻断了腐蚀介质与铝合金表面的直接接触,有助于降低水分和离子的输运速率,并起到物理屏障作用以防止外部腐蚀介质的渗透,从而抑制了腐蚀层的进一步增厚和腐蚀介质对基体的破坏^[20]。

2.4 挤压态铝合金腐蚀层特征

图 6 和图 7 分别为挤压态 6061 铝合金和挤压+阳

极氧化 6061 合金腐蚀 144 h 后表面腐蚀层截面的 SEM 图像及其元素分布图。结果表明,挤压态合金腐蚀 144 h 后表面形成的腐蚀层厚度均匀,未经阳极氧化处理的挤压态合金腐蚀层厚度约为 20 μm ,经阳极氧化处理后的挤压态合金腐蚀层厚度进一步降低至 15 μm ,仅为同等腐蚀条件下铸态合金腐蚀层厚度的一半。这表明挤压态合金比铸态合金更加优异的耐蚀性能,阳极氧化处理则进一步提升了铝合金在快硬硅酸盐水泥中的耐腐蚀性。

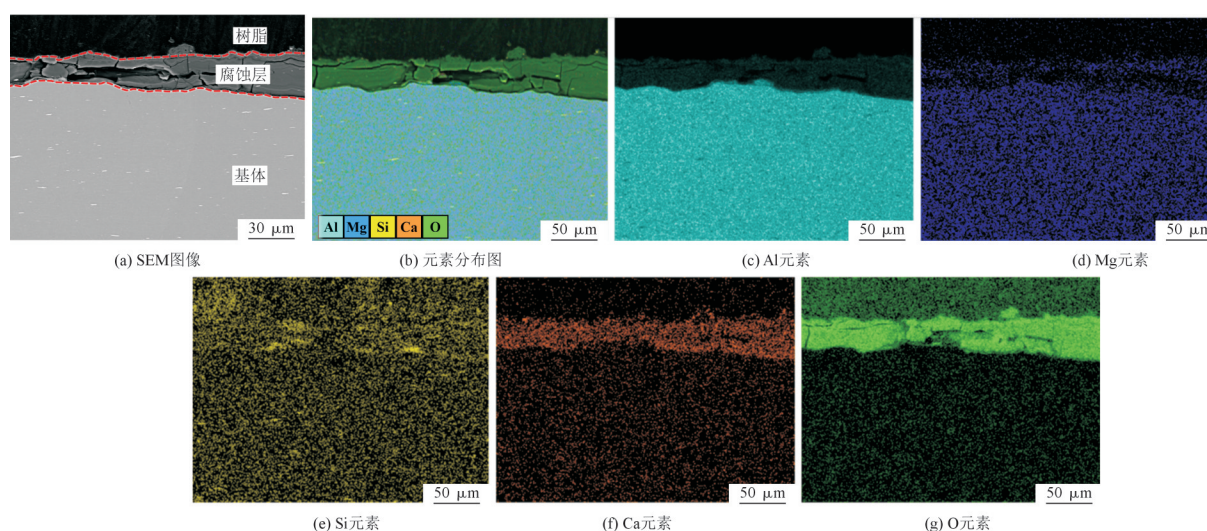


图 6 挤压态 6061 铝合金腐蚀 144 h 后腐蚀层截面 SEM 图及其元素分布

Fig.6 SEM images and elemental distribution of cross sections of corrosion layer in as-extruded 6061 Al alloys after corrosion for 144 h

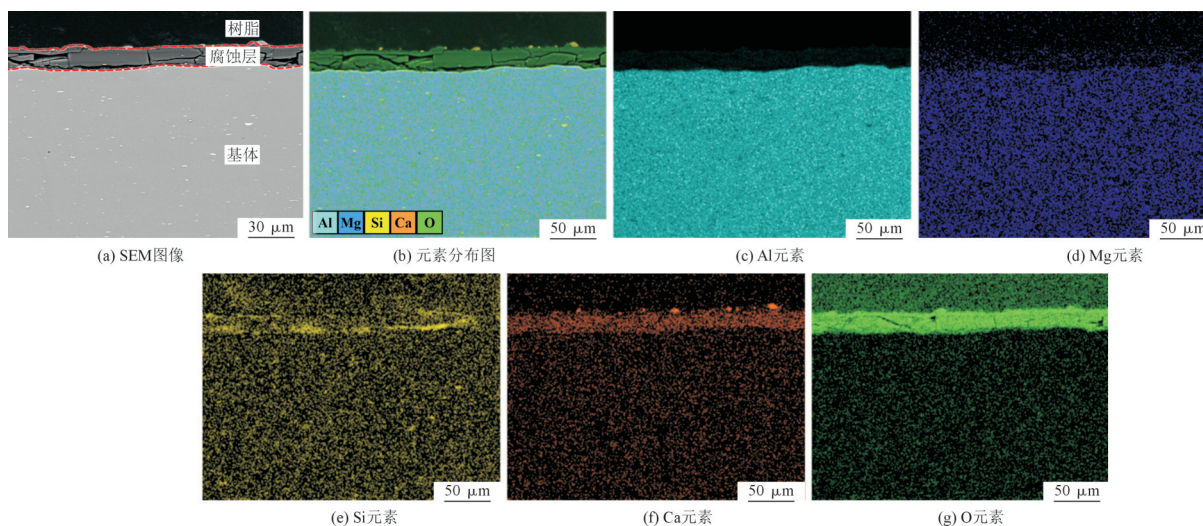


图 7 阳极氧化处理的挤压态 6061 铝合金腐蚀 144 h 后腐蚀层截面 SEM 图及其元素分布

Fig.7 SEM images and elemental distribution of cross sections of corrosion layer in anodized as-extruded 6061 Al alloy after corrosion for 144 h

挤压态合金耐蚀性能的改善与其微观组织特征密切相关。挤压态合金中 Si 含量更低,避免了第二相的大量产生,同时挤压工艺显著改善了组织均匀性并减少了微观缺陷,第二相数量明显减少且呈条状分布。这种微观组织的改善有助于降低局部电化学腐蚀的驱

动力,减少腐蚀优先起始点,从而延缓腐蚀的启动过程。相比之下,铸态铝合金由于凝固过程中冷速较慢,易形成大量粗大的第二相并富集在晶界处,形成局部电化学腐蚀,这种不均匀分布的第二相和微观缺陷为腐蚀提供了大量形核位点,易成为腐蚀的优先起始点,

加速局部腐蚀^[21]。其次,由于第二相的减少和组织均匀性的改善,腐蚀介质在合金内部的快速扩散通道减少,促成了致密、连续氧化膜的形成,能够有效阻挡腐蚀介质的渗透^[22]。同时,挤压工艺提高了合金致密度,进一步增强了这种阻滞效应。这些因素共同作用,显著抑制了腐蚀的持续扩展。此外,挤压态铝合金经过阳极氧化处理后,表面形成一层致密的 Al_2O_3 保护层,在腐蚀初期能够有效隔离基体与腐蚀介质的接触。只有当 Al_2O_3 层在 OH^- 作用下发生破裂和溶解后,腐蚀才会开始侵蚀基体^[23]。这种保护机制显著延长了腐蚀开始发生的时间,并降低了腐蚀速率,从而使阳极氧化处理后的挤压态铝合金表现出最优的耐蚀性能。

值得注意的是,见图 6b 未经阳极氧化处理的挤压态合金腐蚀层表面存在 Mg 元素富集,均匀分布于 Al 基体中的 Mg 在碱性环境中,可能发生如下反应^[23-24]:



在腐蚀过程中,Mg 作为阳极不断溶解并富集于合金表面,优先发生腐蚀反应,而 Al 基体则作为阴极受到一定程度的保护^[25]。这种牺牲阳极效应在一定程度上减缓了 Al 基体的腐蚀速率,从而延缓了整体腐蚀过程。

2.5 快硬硅酸盐水泥中铝合金腐蚀机制

不同状态铝合金在不同腐蚀时间后腐蚀层的厚度变化情况见图 8。结果表明,当铝合金暴露于强碱性的快硬硅酸盐水泥浆体中时,其腐蚀速率较快。铸态 A356 铝合金在水泥浆体中持续发生腐蚀,腐蚀层厚度在 144 h 内近似呈线性增长;而水泥固化后,由于水分减少和结构致密化,腐蚀介质的进一步渗透受到阻碍,铝合金的腐蚀层厚度趋于稳定,不再显著增加。相比之下,挤压态 6061 铝合金在相同腐蚀时间下的腐蚀层

厚度明显低于铸态 A356 合金,其腐蚀程度更低,表明挤压态合金更低的腐蚀速率;对挤压态合金表面进行阳极氧化处理后,腐蚀层厚度进一步降低,展现出更优异的耐蚀性能,见图 8b。

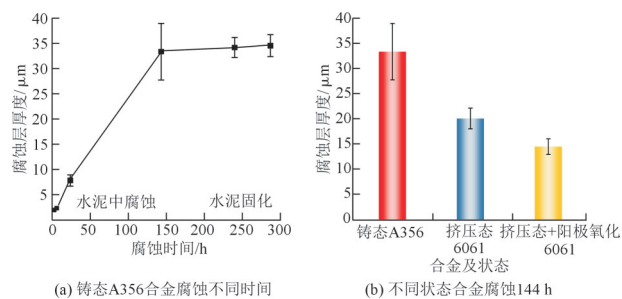


图 8 不同状态铝合金腐蚀不同时间后腐蚀层厚度

Fig.8 Thickness of corrosion layer in Al alloys under different states after various corrosion durations

不同状态合金腐蚀层厚度及腐蚀速率的差异与其微观组织和表面状态密切相关,其腐蚀机制见图 9。铸态 A356 铝合金由于凝固过程中形成粗大且分布不均的第二相,在腐蚀介质作用下易形成局部电化学腐蚀,导致优先腐蚀。同时,第二相与基体界面为腐蚀介质提供了快速扩散通道,并伴随着氢气析出引发局部应力积累,导致腐蚀层破裂并失去保护能力,进一步加速腐蚀进程。相比之下,挤压态 6061 铝合金中第二相数量减少且组织更加均匀,有效降低了电化学腐蚀驱动力,并减少了腐蚀介质的扩散通道,抑制了腐蚀的发展。此外,挤压态 6061 合金形成的氧化膜裂纹更少、致密性更高,能够有效阻隔腐蚀介质的渗透;而经过阳极氧化处理后,表面形成的致密 Al_2O_3 保护层在腐蚀初期可隔离基体与腐蚀介质,只有在保护层部分破裂后才开始腐蚀基体,从而显著延缓了腐蚀的发生并降低了腐蚀速率,进一步提高了材料的耐蚀性能。

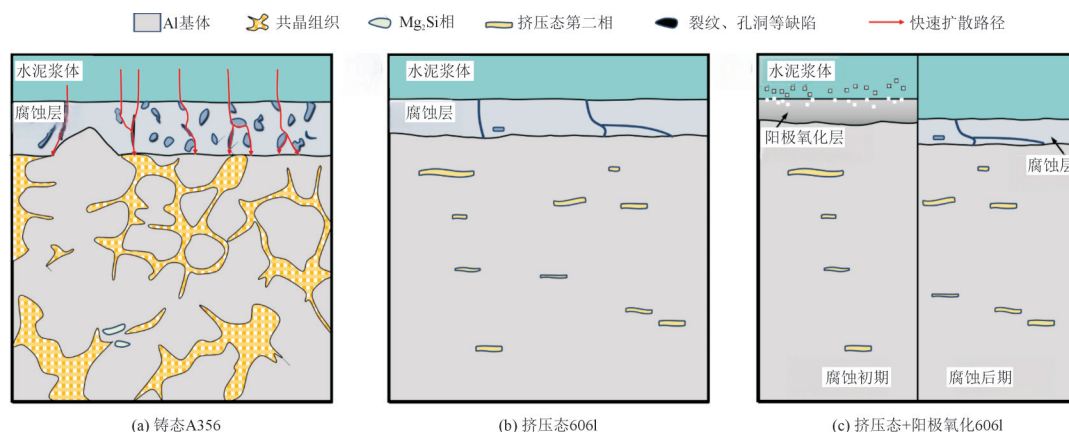


图 9 快硬硅酸盐水泥中铝合金腐蚀机制示意图

Fig.9 Schematic diagrams of corrosion mechanism of Al alloys in rapid-hardening silicate cement

通过优化合金成分和加工工艺,改善微观组织均匀性,减少第二相和微观缺陷,可以显著提升材料的耐

蚀性能;同时,采用阳极氧化或防护涂层能为铝合金构件形成有效屏障,进一步增强耐蚀性。此外,在长期服

役过程中,由于降雨可能导致水泥材料中碱性组分溶出并迁移至铝合金表面,形成局部强碱性腐蚀环境,对构件带来潜在腐蚀风险。因此,应尽量避免使用高碱性水泥,或通过添加缓蚀剂与引入矿物掺合料(如粉煤灰、矿渣等)有效降低水泥体系的总碱度,从源头减缓碱性环境对铝合金的腐蚀影响。通过多策略协同,有望显著提升铝合金在复杂环境中的长期服役稳定性,为工程结构的耐久运行提供坚实保障。

3 结 论

(1)在快硬硅酸盐水泥环境中,铸态 A356 铝合金因第二相粗大且分布不均,诱导局部腐蚀反应,导致腐蚀速率增加和腐蚀层显著增厚;相比之下,挤压态 6061 合金因第二相数量减少、组织均匀性更高,表现出更优异的耐蚀性能。

(2)挤压态 6061 合金经阳极氧化处理后,表面形成致密的 Al_2O_3 保护层,有效隔绝腐蚀介质,显著延缓腐蚀进程,进一步提升其耐蚀性能。

(3)在工程实践中,宜优先选用挤压态或经阳极氧化处理的 6061 铝合金构件;对于不可避免暴露于水泥环境的部位,建议辅以物理隔离与缓蚀剂协同防护,以提高长期服役的稳定性。

参 考 文 献

- [1] 胡永刚,董瑞峰,张肖雨,等. $5\times\times\times$ 系铝合金主要腐蚀形式研究现状及发展趋势[J]. 江西冶金, 2023, 43(1): 39-45.
- [2] SHEN W, HU A, LIU S, et al. Al-Mn alloys for electrical applications: A review[J]. Journal of Alloys and Metallurgical Systems, 2023, 2: 100 008.
- [3] 龙睿阳,商昱,吴继礼,等. 增材制造 7xxx 系铝合金的析出相研究进展[J]. 特种铸造及有色合金, 2025, 45(4): 514-522.
- [4] YANG X W, LI R D, YUAN T C, et al. A comprehensive overview of additive manufacturing aluminum alloys: Classifications, structures, properties and defects elimination[J]. Materials Science and Engineering, 2025, A919: 147 464.
- [5] 吴恺威,雍学超. La 和 Al-5Ti-1B 对 A356 铸造铝合金组织和性能的影响[J]. 特种铸造及有色合金, 2024, 44(9): 1 271-1 276.
- [6] LONG S L, PAN S S, YANG M, et al. Effects of stirring friction on the microstructure, texture and mechanical properties of 7055 aluminum alloy[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2024, 33: 5 413-5 424.
- [7] LUNN K F, APELIAN D. Thermal and electrical conductivity of aluminum alloys: Fundamentals, structure-property relationships, and pathways to enhance conductivity[J]. Materials Science and Engineering, 2025, A924: 147 766.
- [8] 杨振海,徐宁,邱竹贤. 铝的电位-pH图及铝腐蚀曲线的测定[J]. 东北大学学报, 2000, 21(4): 401-403.
- [9] 刘秀晨,安成强. 金属腐蚀学[M]. 北京: 国防工业出版社, 2002.
- [10] RANJITH K S, DINESH K S, DINESH K M, et al. Investigation on corrosion behaviour of aluminium 6061-T6 alloy in acidic, alkaline and salt medium[J]. Materials Today: Proceedings, 2021, 45: 1 878-1 881.
- [11] 李一,李坤,李立东,等. 3A12、5052、6063 铝合金在沿海大气环境中的腐蚀行为[J]. 腐蚀与防护, 2019, 40(7): 490-496.
- [12] 张胜,何宇廷,倪波,等. 全浸腐蚀条件下溶液 pH 对 2A12-T4 铝合金剥蚀的影响[J]. 腐蚀与防护, 2023, 44(1): 12-18.
- [13] 尧雨雷. 快硬早强白色硅酸盐水泥的制备与性能调控[D]. 南昌: 南昌大学, 2023.
- [14] 闫林伟. 早强快硬硅酸盐水泥基混凝土的性能研究及工程应用[D]. 沈阳: 沈阳建筑大学, 2018.
- [15] MI T W, WANG D Q, LI Y Q, et al. Passivation behaviour of aluminium alloys in limestone calcined clay cement (LC3)[J]. Construction and Building Materials, 2024, 421: 135 633.
- [16] TABRIZI M R, LYON S B, THOMPSON G E, et al. The long-term corrosion of aluminium in alkaline media[J]. Corrosion Science, 1991, 32(7): 733-742.
- [17] PRABHU D, RAO P. Corrosion behaviour of 6063 aluminium alloy in acidic and in alkaline media[J]. Arabian Journal of Chemistry, 2017, 10: S2 234-S2 244.
- [18] AISHA H A M, MASHAEL L A. Hydrogen production via corrosion of aluminum alloys: Influence of alloy composition, pH, and temperature[J]. International Journal of Electrochemical Science, 2025, 20(6): 101 022.
- [19] ABALLE A, BETHENCOURT M, BOTANA F J, et al. Localized alkaline corrosion of alloy AA5083 in neutral 3.5% NaCl solution[J]. Corrosion Science, 2001, 43(9): 1 657-1 674.
- [20] SMITH J L, VIRMANI Y P. Materials and methods for corrosion control of reinforced and prestressed concrete structures in new construction [R]. United States: Federal Highway Administration, 2000.
- [21] FENG Y J, JIN Y, LUO Q, et al. The correlation between grain structures and the corrosion behaviors of as-extruded Mg-Sm-Zn-Zr alloys[J]. Corrosion Science, 2024, 239: 112 397.
- [22] JIANG H Y, CHEN X, ZHANG J L, et al. Revealing the corrosion behavior of extruded Mg-4.2Y-2.2Nd-1Gd-0.6Zr alloy modified by heat treatment: A combination of experiment and first-principles calculation[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2025, 1 016: 178 903.
- [23] FLORES-CHAN J E, CALAN-CANCHE D, MARTINEZ-VARGAS S, et al. Electrochemical behaviour of the Al-20Mg alloy in synthetic seawater with alkaline pH[J]. International Journal of Electrochemical Science, 2023, 18(12): 100 369.
- [24] PARDO A, MERINO M C, COY A E, et al. Corrosion behaviour of magnesium/aluminium alloys in 3.5% NaCl[J]. Corrosion Science, 2008, 50(3): 823-834.
- [25] VOLOVITCH P, SERDECHNOVA M, OGLE K. Aqueous corrosion of Mg-Al binary alloys: Roles of Al and Mg[J]. Corrosion, 2012, 68(6): 557-570.

(编辑:栗万仲)