

压铸 AlMg5Si2Mn 合金的腐蚀和腐蚀疲劳行为

胡祖麒, 万里, 吴树森, 朱鹏

(华中科技大学 材料成形与模具国家重点实验室, 武汉 430074)

摘要: 研究压铸 AlMg5Si2Mn 合金的电化学腐蚀、晶间腐蚀和腐蚀疲劳机理。结果表明: 合金的自腐蚀电位和点蚀电位分别为-1220 和-690 mV, 钝化区区间约为 530 mV, 说明合金的耐腐蚀性能良好。合金的晶间腐蚀倾向明显, 这主要是由于 Mg₂Si 相自腐蚀电位较低, 且(Al+Mg₂Si)共晶区的体积分数较大(29.6%)。电化学腐蚀反应和 Mg₂Si 自身溶解产生的氢元素导致疲劳试样表面发生阳极溶解, 加速了疲劳裂纹的萌生, 从而显著降低了合金的疲劳寿命。腐蚀疲劳试样的裂纹主要是沿晶界扩展。氢元素也导致合金塑性下降, 造成应力腐蚀开裂。

关键词: 铝合金; 压力铸造; 腐蚀疲劳; 极化; 断口形貌

中图分类号: TG146.2

文献标志码: A

Corrosion and corrosion-fatigue behavior of die cast AlMg5Si2Mn alloy

HU Zu-qi, WAN Li, WU Shu-sen, ZHU Peng

(State Key Laboratory of Materials Processing and Die & Mould Technology,
Huazhong University of Science and Technology, Wuhan 430074, China)

Abstract: The electrochemical corrosion, intergranular corrosion and corrosion-fatigue mechanisms of die cast AlMg5Si2Mn alloy were studied. The results indicate that the self-corrosion potential and pitting potential are -1220 and -690 mV, respectively. The wide domain of passivity (of about 530 mV) indicates good corrosion resistance of the alloy. The poor intergranular corrosion resistance of the alloy is attributed to the low corrosion potential and high volume fraction (29.6%) of (Al+Mg₂Si) eutectic region. Considerable hydrogen concentration, which is created by the electrochemical reaction and the dissolution of Mg₂Si dendrite, results in the anodic dissolution on the surface of fatigue specimens and accelerates the premature crack initiation, thus obviously decreasing the fatigue life of the alloy. Fatigue cracks of the corroded fatigue specimens mainly propagate along grain boundaries. In addition, hydrogen reduces the ductility of the alloy and leads to stress corrosion cracking.

Key words: aluminum alloy; high pressure die cast; corrosion fatigue; polarization; fractograph

压力铸造(HPDC)是一种生产效率高、尺寸精度良好的近净成形技术, 在通讯、机电和汽车零部件制造等多个领域具有广泛的应用前景。然而, 在压铸过程中金属液在高速高压下充型, 导致型腔内部气体无法排出最终在铸件内部形成大量的气孔, 从而严重降低铸件的韧性。为了提高压铸件的韧性, 扩大压铸件在关键受力结构件领域的应用, 高强韧压铸铝合金的开发

受到了国内外的广泛关注^[1-4]。

由德国 Aluminum Rheinfelden 公司开发的 3 种低 Fe 含量(<0.2%, 质量分数)的高强韧压铸铝合金分别为 Magsimal-59[®](AlMg5Si2Mn)、Silafont-36[®](AlSi9Mg)和 Castasil-37[®](AlSi9)合金, 与其他压铸铝合金相比, AlMg5Si2Mn 主要具有以下特点^[5]: 1) 具有较高的伸长率(13%~17%), 无需热处理即可获得良好的力学性

基金项目: 广东省省部产学研结合重大专项资助项目(2012A090300016)

收稿日期: 2013-06-24; 修订日期: 2013-09-30

通信作者: 万里, 副教授, 博士; 电话: 027-87556262; E-mail: liwan@mail.hust.edu.cn

能, 缩短零件制造周期; 2) 由于含有 5%(质量分数)的 Mg 元素, 合金具有良好的耐腐蚀性能, 可以应用于腐蚀性环境中; 3) 加入 0.8%的 Mn 元素, 减缓了由于 Fe 含量降低导致的粘模现象。因此, 深入研究该合金对于制造高要求的受力结构件有很重要的工程实际意义。

目前, 关于 AlMg5Si2Mn 的研究主要集中在微观组织的形成机理、疲劳寿命和疲劳裂纹扩展速率等方面, 例如 OTARAWANNA 等^[6]和 HIELSCHER^[7]研究了压铸 AlMg5Si2Mn 合金的微观组织构成以及补缩机理, 结果表明, 压铸 AlMg5Si2Mn 的微观组织主要是由粗大 $\alpha(\text{Al})$ 晶粒、细小 $\alpha(\text{Al})$ 晶粒, 体积分数为 25%~35%的 (Al+Mg₂Si) 共晶区以及沿晶界分布的 Al₁₅(Fe, Mn)₃Si₂ 颗粒构成。WAN 等^[8]及胡祖麒等^[9]对 AlMg5Si2Mn 的疲劳寿命和裂纹扩展速率进行了相关研究, 结果表明, 当应力比为 0 时, AlMg5Si2Mn 压铸件的疲劳极限约为 57 MPa, 疲劳裂纹主要起源于表面孔洞、氧化夹杂物和塑性变形。此外, JOHANNESSON 等^[10]和 GREVEN 等^[11]的研究表明, 压力铸造 AlMg5Si2Mn 试样的力学性能优于砂型铸造和挤压铸造 AlMg5Si2Mn 试样的力学性能。

同时, 5XXX 铝合金具有良好的耐腐蚀性能, 因此被广泛应用于航天和海洋工业中^[12]。常见的 5XXX 铝合金相对于饱和甘汞电极(SCE, 下同)的自腐蚀电位 φ_{corr} 通常位于 -700~-900 mV 之间。研究表明, 5XXX 合金发生电化学腐蚀和腐蚀疲劳断裂的主要原因是均匀分布在晶界处的 $\beta\text{-Al}_3\text{Mg}_2$ ($\varphi_{\text{corr}} = -1100 \sim -1200$ mV)^[13-14]。HOLTZ 等^[15]研究了中性腐蚀环境对 5083-H131 合金的腐蚀疲劳裂纹扩展速率的影响, 结果表明, 在真空环境或空气中, $\beta\text{-Al}_3\text{Mg}_2$ 相的分布对合金的疲劳裂纹扩展速率无显著影响, 而在浓度为 3.5%(质量分数)的 NaCl 腐蚀液中, 合金的应力强度门槛值下降 50%, 裂纹扩展速率明显提高, 抗疲劳性能下降。然而, 对于 AlMg5Si2Mn 合金, 由于加入了 Si 和 Mn 元素, 因此, $\beta\text{-Al}_3\text{Mg}_2$ 相被 Mg₂Si 枝晶和 Al₁₅(Fe, Mn)₃Si₂ 颗粒代替。显然, 微观组织的变化将影响合金的耐腐蚀性能, 因此, 有必要对该合金的耐腐蚀性能进行深入研究。然而, 目前国内外关于压铸 AlMg5Si2Mn 合金的腐蚀和腐蚀疲劳行为的研究鲜见报道, 为此, 本文作者以压铸 AlMg5Si2Mn 平板件为研究对象, 通过疲劳寿命实验和电化学测试等手段对 AlMg5Si2Mn 合金的腐蚀行为进行研究, 以推广该类合金在腐蚀环境下的应用。

1 实验

实验使用原材料为 AlMg5Si2Mn 铸锭, 使用电阻丝加热炉将铸锭加热融化, 当熔体温度上升至 700 °C 时, 用氩气精炼 20 min, 随后清理, 静置 10 min, 准备浇注。初始试样是外形为 200 mm×60 mm×4 mm 的平板件(见图 1), 采用压铸机为 280 t 卧式冷室压铸机, 压射压力为 115 MPa, 保压时间为 15 s。光谱分析得出合金的化学成分如表 1 所列。

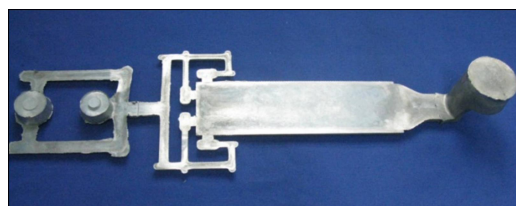


图 1 压铸试样外形图

Fig. 1 Profile of die casting sample

表 1 合金的化学成分

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

| Mg | Si | Mn | Fe | Ti | Zn | Cu | Al |
|-----|-----|------|------|------|------|-------|------|
| 4.5 | 2.2 | 0.78 | 0.13 | 0.09 | 0.01 | 0.011 | Bal. |

AlMg5Si2Mn 合金的腐蚀疲劳实验在电液伺服疲劳试验机上完成(机器型号: Shimadzu EHF-UV 100k2-040-1A), 疲劳试样的外形尺寸如图 2 所示。疲劳寿命实验采用的应力比 $R = -1$, 加载频率为 10 Hz。腐蚀疲劳实验是将疲劳试样的标距段浸泡在浓度为 3.5%的 NaCl 溶液中持续加载直至断裂, 记录腐蚀疲劳寿命。疲劳寿命超过 5×10^6 次则定义为越出(Run out)。发生越出的试样在 5×10^6 次应力加载后, 将应力水平提高至 75 MPa 反复拉伸至断裂, 以观察断口形貌。

动电位极化曲线则是在 1 mV/s 的扫描速度下测量得出, 试样的暴露面积为 1 cm², 试样连接铜线后用环氧树脂镶嵌, 随后用 800、1500、2000 和 3000

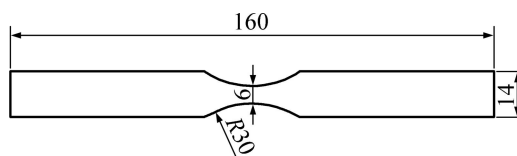


图 2 疲劳试样示意图

Fig. 2 Schematic diagram of fatigue specimen (Unit: mm)

目的砂纸进行打磨。实验在标准三电极(铂电极、饱和甘汞电极和待测试样)测试系统中完成, 腐蚀液是浓度为 3.5% 的 NaCl 溶液, 在动态扫描得到稳定的开路电位以后迅速开始测量极化曲线并且自动记录合金的自腐蚀电位以及腐蚀电流密度。此外, 根据 ASTM G67 和 ASTM G110 的要求, 对该合金的晶间腐蚀倾向进行研究, 通过线切割法从铸件上截取试样, 试样外形尺寸约为 $50\text{ mm} \times 4\text{ mm} \times 4\text{ mm}$, 用 400 目砂纸将试样进行打磨, 然后用酒精进行超声波清洗, 烘干后称量试样初始质量 m_0 , 测量试样的准确面积 A 。将清洗干净的部分试样分别在 $35\text{ }^\circ\text{C}$ 的 65%~68%(质量分数)的 HNO_3 溶液中浸泡 24 h, 随后进行烘干, 称量腐蚀后试样的质量 m 。另一部分试样则在 $35\text{ }^\circ\text{C}$ 的 1% HCl +30 g/L NaCl 溶液中浸泡 24 h, 用金相显微镜对经腐蚀后的试样进行观察并测量最大腐蚀深度。合金的金相组织经过粗磨、精磨和抛光后, 用金相显微镜进行观察。腐蚀疲劳试样断口和电化学腐蚀试样均使用 SEM 进行观察, 从而深入分析合金的断裂机理和腐蚀机理。

2 结果与讨论

图 3(a)所示为压铸 AlMg5Si2Mn 合金的极化曲线; 合金的腐蚀电流密度(J_{corr})、自腐蚀电位(ϕ_{corr})、点蚀电位(ϕ_p)以及 Tafel 斜率(b_a 和 b_c)等参数如表 2 所列。结果表明, 压铸 AlMg5Si2Mn 的自腐蚀电位约为 -1220 mV , 该电位明显低于常见的 5XXX 铝合金的自腐蚀电位, 尽管自腐蚀电位通常反映了合金的抗腐蚀性能, 然而在 AlMg5Si2Mn 合金的阳极极化曲线部分($-1220\sim-690\text{ mV}$)出现明显的平滑区域, 合金在该区间内发生钝化, 表面形成氧化膜, 阻止合金发生进一步氧化, 直到 $\phi=\phi_p=-690\text{ mV}$ 腐蚀电流密度开始明显提高, 说明钝化层破裂, 发生大范围的点蚀。尽管合金的自腐蚀电位比同类铝合金的低, 但是合金的点蚀电位为 -690 mV , 宽度为 530 mV 的钝化区通常在钢铁材料和有涂层铝合金的极化曲线中才能观察到^[13], 该钝化区间体现了合金良好的耐腐蚀性能。在图 3(b)中将多种压铸合金^[15-18]的极化曲线进行对比, 从图 3(b)中可以看出, 压铸镁合金(AZ91D)的自腐蚀电位最低, 压铸 A380(Al-Si-Cu)合金的自腐蚀电位约为 -700 mV , 明显高于 5083 和 AlMg5Si2Mn 合金的自腐蚀电位。另外, 作为 AlMg5Si2Mn 合金主要组成相的 $\alpha(\text{Al})$ 和 Mg_2Si , 其自腐蚀电位分别为 -900 和 -1150 mV 。结果表明, AlMg5Si2Mn 合金的自腐蚀电位和 Mg_2Si 的

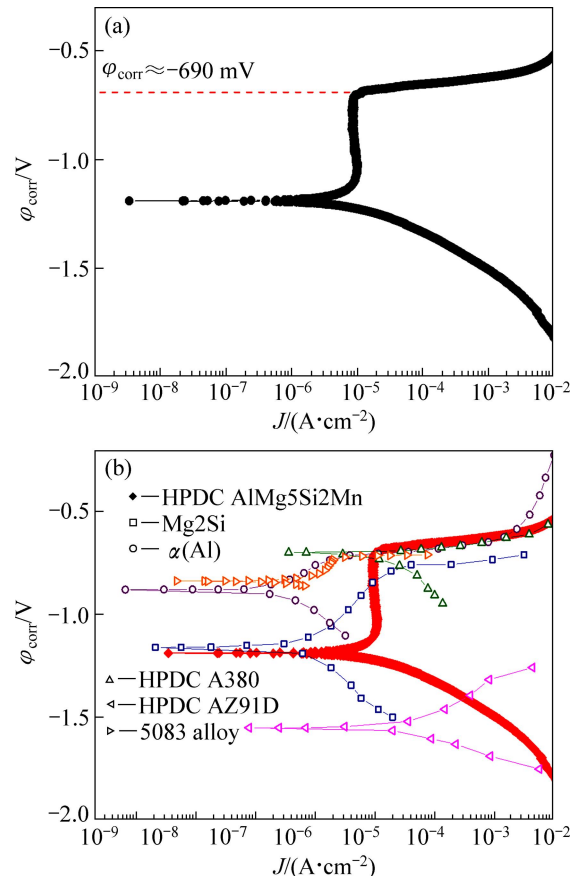


图3 压铸 AlMg5Si2Mn 合金及几种常用压铸合金的极化曲线对比

Fig. 3 Comparison of potentiodynamic polarization curves of HPDC AlMg5Si2Mn (a) and some die cast alloys

表2 压铸 AlMg5Si2Mn 合金试样在 3.5%NaCl 溶液中的动态电位扫描结果

Table 2 Results of potentiodynamic tests of HPDC AlMg5Si2Mn in 3.5% NaCl solution

| $J_{\text{corr}}/(\mu\text{A}\cdot\text{cm}^{-2})$ | $\phi_{\text{corr}}/\text{mV}$ | ϕ_p/mV | b_a/mV | b_c/mV |
|--|--------------------------------|--------------------|-----------------|-----------------|
| 3.31 | -1220 | -690 | 110.34 | 61.29 |

自腐蚀电位比较接近, 且该类合金在发生电化学反应时 Mg_2Si 枝晶和 $\alpha(\text{Al})$ 可以分别作为阳极和阴极, 这主要是由于 Mg_2Si 的自腐蚀电位明显低于 $\alpha(\text{Al})$ 的自腐蚀电位, 且合金的 $(\text{Al}+\text{Mg}_2\text{Si})$ 共晶区的体积分数高达 29.6%。此外, Al-Mg 合金的耐腐蚀性能比 Al-Si-Cu 合金的更好, 因此, A380 合金的自腐蚀电位较高也反映出用电化学实验结果来评价铝合金腐蚀性能具有一定的不合理性^[13, 16]。

为了深入了解压铸 AlMg5Si2Mn 合金的电化学腐蚀机理, 腐蚀试样表面用 SEM 观察, 结果如图 4 所

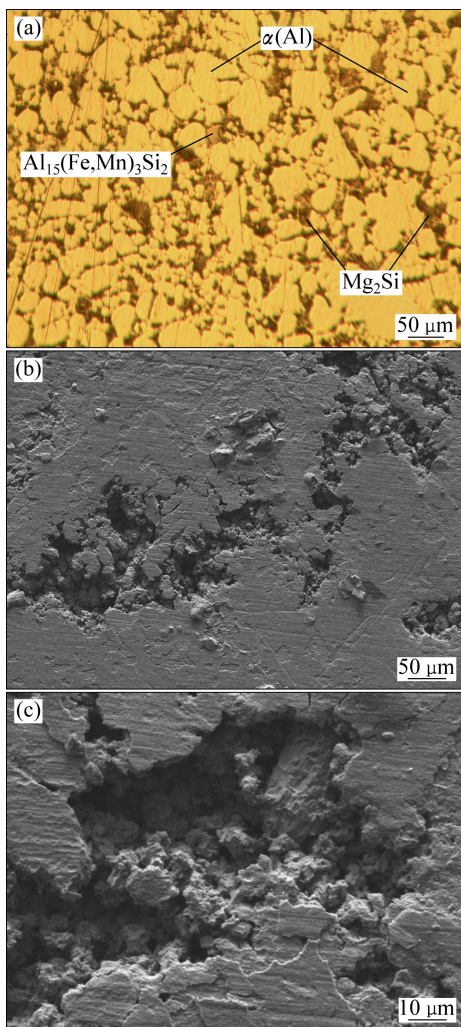
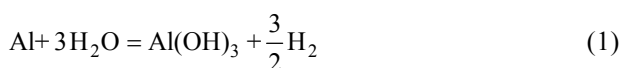


图4 压铸 AlMg5Si2Mn 合金的金相组织与腐蚀表面形貌
Fig. 4 Morphologies of microstructures and corroded surface HPDC AlMg5Si2Mn alloy: (a) Microstructure of HPDC AlMg5Si2Mn alloy; (b) Pits at grain boundaries; (c) High magnification image of pits

示。图 4(a)所示为合金的金相组织。由图 4(a)中可以观察到少量沿晶界分布的 $\text{Al}_{15}(\text{Fe}, \text{Mn})_3\text{Si}_2$ 颗粒。另外, 为了得出 $(\text{Al}+\text{Mg}_2\text{Si})$ 共晶区的体积分数, 在本实验中采用图像处理软件对多张金相图片进行定量分析处理, 结果表明, 本合金中 $(\text{Al}+\text{Mg}_2\text{Si})$ 共晶区的体积分数为 29.6%。图 4(b)和(c)所示为点蚀坑的形貌。从图 4(b)中可以观察到大量连续腐蚀凹坑位于晶界处, 枝晶间也出现了一些缝隙; 图 4(c)显示点蚀坑内的腐蚀产物。在晶界处形成点蚀坑主要是发生了以下两个电化学反应:



反应(1)一般发生在两个位置即 $\alpha(\text{Al})$ (阴极)和 Mg_2Si (阳极)以及 $\alpha(\text{Al})$ (阴极)和 $\text{Al}_{15}(\text{Fe}, \text{Mn})_3\text{Si}_2$ (阳极)的界面处, 在反应(1)的发生过程中 $\alpha(\text{Al})$ 同时作为阳极和阴极在不同界面处发生电化学反应, 由于 $\text{Al}_{15}(\text{Fe}, \text{Mn})_3\text{Si}_2$ 粒子的数量较少, 因此, 发生在该处的反应并不明显, $\text{Al}_{15}(\text{Fe}, \text{Mn})_3\text{Si}_2$ 粒子附近的基体组织仍然比较稳定。反应(2)则是 Mg_2Si 相自身的溶解反应, 使该反应发生的主要原因是 Mg 元素的反应活性较高以及 Mg_2Si 的自腐蚀电位较低。有研究表明, Mg_2Si 在发生了自身溶解后, Mg_2Si 枝晶中的 Mg 元素大量消耗, 从而形成了富 Si 区, 且在富 Si 区表面沉积了大量腐蚀产物, 该覆盖层对于合金的进一步腐蚀起到了一定的阻碍作用, 从而避免了合金的进一步腐蚀^[19]。

晶间腐蚀实验的结果表明, 合金在 65%~68% HNO_3 溶液中浸泡 24 h 后, 试样单位面积质量损失 $(m-m_0)/A$ 为 62.1 mg/cm^2 , 在 $25\sim 75 \text{ mg/cm}^2$ 之间, 质量损失较大。在 $\text{HCl} + \text{NaCl}$ 溶液中浸泡 24 h 后, 试样的最大腐蚀深度为 $130 \mu\text{m}$, 在 $0.1\sim 0.3 \text{ mm}$ 之间。根据 GB7998—2005, 该腐蚀深度对应 4 级晶间腐蚀, 因此, 该合金晶间腐蚀倾向明显。另外, 从图 5 中可以直接观察到腐蚀试样表面形貌, 可以看出, 在晶粒和枝晶间存在大量孔隙, 这是由合金发生晶间腐蚀和 $(\text{Al}+\text{Mg}_2\text{Si})$ 共晶区的溶解反应所致。

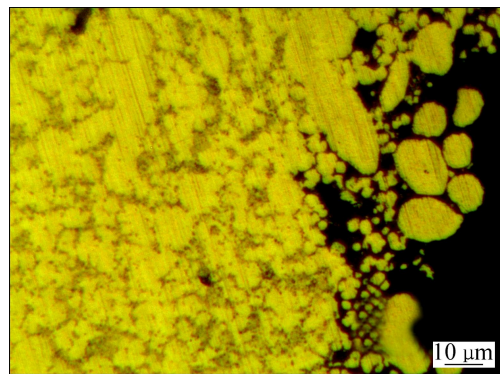


图5 在 65%~68% HNO_3 溶液中浸泡 24 h 后合金腐蚀界面金相组织

Fig. 5 Microstructure of corroded surface of sample immersed in 65%~68% HNO_3 solution for 24 h

图 6 所示为合金的疲劳寿命实验结果。从图 6 中可以看出, 当应力水平为 125 MPa 时, 试样的腐蚀疲劳寿命略低于常规疲劳寿命; 当应力水平降到 100 MPa 时, 试样的常规疲劳寿命已经超过了 $5 \times 10^6 \text{ cycle}$ (越出), 而在 3.5% NaCl 腐蚀液中试样的疲劳寿命仅为 201133 cycle , 明显低于常规疲劳寿命; 当应

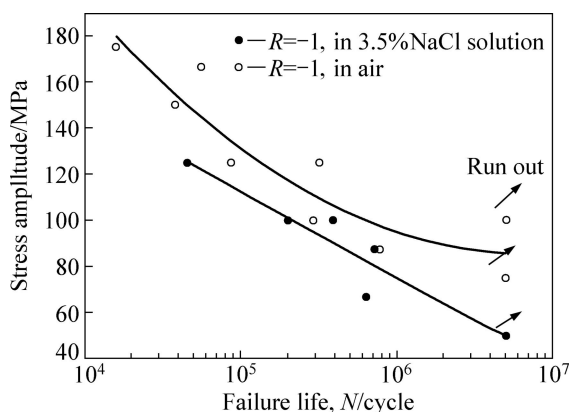


图 6 压铸 AlMg5Si2Mn 在空气和 3.5% NaCl 溶液中的疲劳寿命

Fig. 6 Fatigue life of HPDC AlMg5Si2Mn in air and 3.5% NaCl solution

力载荷继续下降至 50 MPa 时, 腐蚀疲劳寿命超过 5×10^6 cycle(越出, run out)。因此, 3.5%NaCl 腐蚀液对压铸 AlMg5Si2Mn 合金的疲劳寿命有明显的不良影响, 且随着疲劳载荷的降低腐蚀疲劳寿命与常规疲劳寿命的差距逐渐增大。

图 7 所示为压铸 AlMg5Si2Mn 疲劳试样的断口形貌。图 7(a)所示为应力幅值为 50 MPa 的腐蚀疲劳试样的裂纹源区。在裂纹源处观察到一些相对平整、没有明显特点的平面区域。研究表明, 在含 Cl 元素的溶液中, 当应力载荷较小, 腐蚀液和循环载荷对裂纹面的共同作用时间长, 容易导致阳极溶解反应的发生; 并且由于在疲劳失效过程中试样表面发生塑性变形, 在局部容易形成应力集中区, 该区域容易成为阳极, 周围应力集中较小的区域作为阴极发生电化学反应, 从而加剧裂纹萌生倾向^[20]。金属的疲劳寿命一般由裂纹萌生寿命和裂纹扩展寿命两部分组成, 研究表明, 前者所占比例高达 90%^[20], 阳极溶解缩短了裂纹萌生所需时间, 从而显著降低了合金的疲劳寿命。图 7(b)和(c)所示分别为常规疲劳试样和腐蚀疲劳试样的裂纹扩展区域。在 7(b)中可以观察到大量撕裂棱以及局部区域的疲劳条带, 该形貌反映出合金在循环载荷作用下的良好塑性。但是, 与应力比为 0 时的疲劳断口形貌不同, 局部疲劳条纹的形成是由于拉压应力的反复作用导致裂纹面之间发生摩擦和接触, 因此, 条纹变得不清晰甚至完全消失^[20-21]。从图 7(c)中可以看出腐蚀疲劳裂纹扩展时也有一定的塑性变形, 同时可以

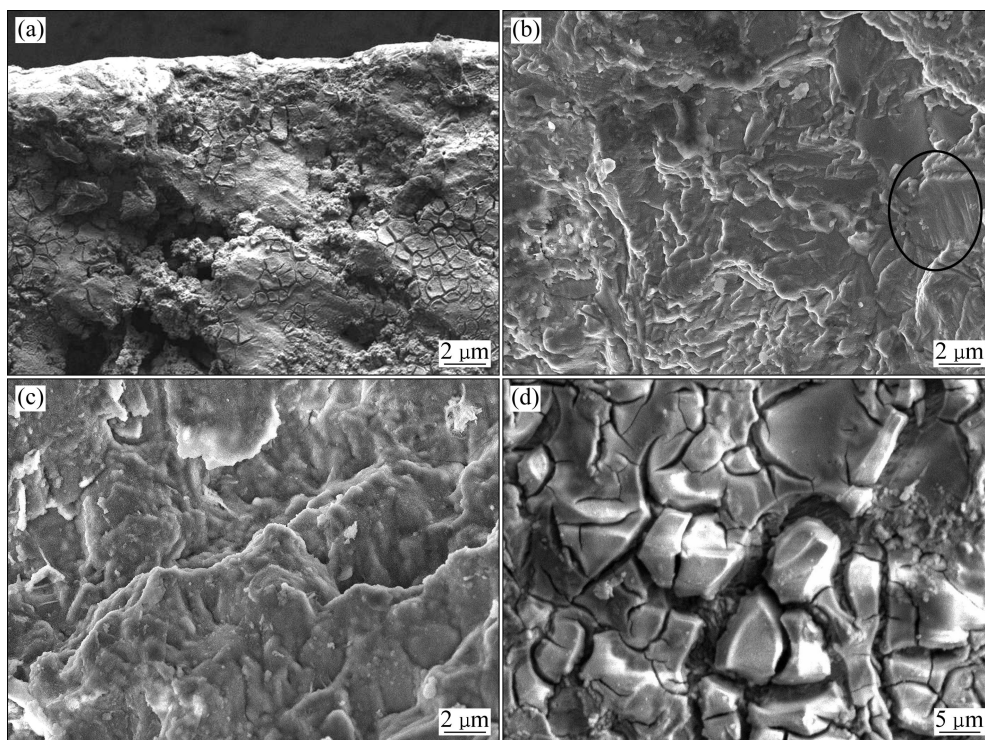


图 7 疲劳试样的断口形貌

Fig. 7 Morphologies of fatigue fracture surface: (a) Crack initiation sites of corrosion-fatigue specimens ($\sigma=50$ MPa, run out); (b) Crack growth region of fatigue specimens in air ($\sigma=100$ MPa, $N=292092$ cycle); (c) Crack growth region of fatigue specimens in air ($\sigma=50$ MPa, run out); (d) Typical fracture structures in crack growth region of corrosion-fatigue specimens ($\sigma=87.5$ MPa, $N=201133$ cycle)

观察到断口表面存在一些白色的腐蚀残留物。图 7(d) 所示为应力幅值为 87.5 MPa 时腐蚀疲劳试样的裂纹扩展区, 该区域中可观察到大量开裂结构。

形成上述结构的原因应该是合金基体发生脆化以后, 局部区域的抗拉强度低于外界应力, 从而产生大量二次裂纹, 二次裂纹的进一步扩展则形成了上述开裂结构。MEYN^[22]在 7075 合金的应力腐蚀表面也观察到了类似的开裂结构, 并且提出形成该结构的主要原因是氢元素的富集导致金属基体发生脆裂。在腐蚀疲劳实验中, 循环载荷的反复作用加剧了氢元素的不利影响, 电化学反应(1)和(2)都会产生大量的氢原子, 这些氢原子富集在裂纹尖端部位的空洞处, 并且重新组合成氢分子, 导致裂纹尖端产生较高的氢分子压力, 加剧了该区域的局部塑形变形, 直接提高裂纹扩展速率^[15, 23]。在开裂结构上覆盖的亮白色物质则是腐蚀产物, 该腐蚀产物为 $\text{Al}(\text{OH})_3$, 在干燥脱水后变成 Al_2O_3 。另外, 常规疲劳试样的裂纹扩展机理为穿晶断裂, 而上述开裂结构则证明腐蚀环境使得裂纹扩展机理已经部分转变为沿晶断裂, 该现象与之前的电化学实验结果相符。在腐蚀环境中共晶区的 Mg_2Si 相发生电化学反应, 从而直接弱化了晶界强度, 使其成为微观组织中的薄弱环节。因为裂纹扩展时选择阻力最小的路径扩展, 故裂纹扩展机理由穿晶断裂转变为沿晶断裂。因此, 应力腐蚀开裂和疲劳载荷的共同作用导致裂纹扩展机理发生变化并且产生大量的开裂结构。

3 结论

1) 压铸 AlMg5Si2Mn 合金的自腐蚀电位和点蚀电位分别为 -1220 和 -690 mV, 钝化区间约为 530 mV, 说明合金的耐腐蚀性良好。

2) 合金在 HNO_3 中浸泡 24 h 后的质量损失为 62.1 mg/cm^2 , 在 $\text{HCl}+\text{NaCl}$ 溶液浸泡 24 h 后的最大腐蚀深度为 $130 \mu\text{m}$, 晶间腐蚀倾向明显。在 $(\text{Al}+\text{Mg}_2\text{Si})$ 共晶区观察到大量点蚀坑和腐蚀产物。

3) 合金在空气中的疲劳寿命明显高于在 3.5% NaCl 溶液中的疲劳寿命, 且随着应力水平的降低, 疲劳寿命差距增大, 这主要是由于阳极溶解反应加速了裂纹萌生。

4) 腐蚀环境导致裂纹扩展方式由穿晶断裂转变为沿晶断裂模式, 腐蚀反应产生的大量氢原子则可能导致试样出现应力腐蚀开裂结构和裂纹扩展机理发生转变。

REFERENCES

- [1] LUO A A, SACHDEV A K, POWELL B R. Advanced casting technologies for lightweight automotive applications[J]. China Foundry, 2010, 7(4): 463-469.
- [2] 左宏志, 刘昌明, 邹茂华, 谷忠明, 范增, 李德全, 吴均. ZL112Y 压铸铝合金摩托车零件的半固态高压压铸成形[J]. 中国有色金属学报, 2003, 13(4): 949-955.
ZUO Hong-zhi, LIU Chang-ming, ZOU Mao-hua, GU Zhong-ming, FAN Zeng, LI De-quan, WU Jun. Semi-solid die casting process of motorcycle parts of ZL112Y die cast alloy[J]. Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2003, 13(4): 949-955.
- [3] XIAO-GUANG Y, HONG-JUN H, RONG-DE L I, YANG C, SHI-FANG S U. Die casting technology develops steadily—A commentary on the 5th China international die casting congress[J]. China Foundry, 2006, 3(4): 322-324.
- [4] COLE G S, SHERMAN A M. Light weight materials for automotive applications[J]. Materials Characterization, 1995, 35(1): 3-9.
- [5] KAUFMANN H, UGGOWITZER P J. Metallurgy and processing of high-integrity light metal pressure castings[M]. Berlin: Schiele & Schön, 2007.
- [6] OTARAWANNA S, GOURLAY C M, LAUKLI H I, DAHLE A K. Microstructure formation in AlSi4MgMn and AlMg5Si2Mn high-pressure die castings[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2009, 40(7): 1645-1659.
- [7] HIELSCHER U. New diecasting alloy with good mechanical properties without heat treatment[J]. Fonderia (Italy), 1999, 48(11/12): 33-36.
- [8] WAN L, HU Z, WU S, LIU X. Mechanical properties and fatigue behavior of vacuum-assist die cast AlMgSiMn alloy[J]. Materials Science and Engineering A, 2013, 576: 252-258.
- [9] 胡祖麒, 万里, 吴晗, 刘学强, 邹广, 吴树森. 高强韧压铸 Al-Mg-Si-Mn 合金的微观组织及力学性能[J]. 中国有色金属学报, 2013, 23(3): 616-622.
HU Zu-qi, WAN Li, WU Han, LIU Xue-qiang, ZOU Guang, WU Shu-sen. Microstructure and mechanical properties of high strength and toughness die casting Al-Mg-Si-Mn alloys[J]. Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2013, 23(3): 616-622.
- [10] JOHANNESSON B, CÁCERES C H. Effect of Si additions and heat treatment on the mechanical behaviour of an Al-5Mg cast alloy[J]. International Journal of Cast Metals Research, 2004, 17(2): 94-98.
- [11] GREVEN K, DRAGULIN D. Ductile high pressure die casting — Heat treated or temper F?[C]//Proceedings of the 2nd International Conference on Light Metals Technology. LKR: Verlag, 2005.
- [12] SEONG J K, SEOK K J, MIN S H, JAE C P, JAE Y J, SANG O C. Mechanical and electrochemical characteristics in sea water

- of 5052-O aluminum alloy for ship[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2013, 23(3): 636-641.
- [13] VARGEL C. Corrosion of aluminum[M]. New York: Elsevier Science, 2004: 96-108.
- [14] ZENG F, WEI Z, LI J, LI C, TAN X, ZHANG Z, ZHENG Z. Corrosion mechanism associated with Mg₂Si and Si particles in Al-Mg-Si alloys[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2011, 21(12): 2559-2567.
- [15] HOLTZ R, PAO P, BAYLES R, LONGAZEL T, GOSWAMI R. Corrosion-fatigue behavior of aluminum alloy 5083-H131 sensitized at 448 K (175 °C)[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2012, 43(8): 2839-2849.
- [16] ABALLE A, BETHENCOURT M, BOTANA F J, CANO M J, MARCOS M. Influence of the cathodic intermetallics distribution on the reproducibility of the electrochemical measurements on AA5083 alloy in NaCl solutions[J]. Corrosion Science, 2003, 45(1): 161-180.
- [17] AMBAT R, AUNG N N, ZHOU W. Evaluation of microstructural effects on corrosion behaviour of AZ91D magnesium alloy[J]. Corrosion Science, 2000, 42(8): 1433-1455.
- [18] 张莉, 王渠东, 胡茂良, 丁文江. Al-Si-Cu 压铸铝合金的耐腐蚀性能[J]. 特种铸造及有色合金, 2011(11): 1021-1024.
- ZHANG Li, WANG Qu-dong, HU Mao-liang, DING Wen-jiang. Corrosion resistance of Al-Si-Cu die casting aluminum alloy[J]. Special Casting & Nonferrous Alloys, 2011(11): 1021-1024.
- [19] YASAKAU K A, ZHELUDKEVICH M L, LAMAKA S V, FERREIRA M G S. Role of intermetallic phases in localized corrosion of AA5083[J]. Electrochimica Acta, 2007, 52(27): 7651-7659.
- [20] SURESH S. Fatigue of structures and materials[M]. New York: Cambridge University Press, 1991: 362-369.
- [21] 胡祖麒, 万里, 吴晗, 刘学强, 邹广, 吴树森. 时效处理对高强韧压铸 Al-Mg-Si-Mn 合金力学性能的影响[J]. 铸造, 2013(1): 13-16.
- HU Zu-qi, WAN Li, WU Han, LIU Xue-qiang, ZOU Guang, WU Shu-sen. Effect of aging treatment on the mechanical properties of die cast Al-Mg-Si-Mn alloys with high strength and toughness[J]. Foundry, 2013(1): 13-16.
- [22] MEYN D A. Fractographic diagnosis of stress corrosion cracking in Al-Zn-Mg alloys[J]. Corrosion, 1970, 26(10): 427-429.
- [23] MENZEMER C, SRIVATSAN T S. The effect of environment on fatigue crack growth behavior of aluminum alloy 5456[J]. Materials Science and Engineering A, 1999, 271(1/2): 188-195.

(编辑 陈卫萍)