文章编号：1004-0609(2009)10-1713-07

Mg-Al 系和 Mg-RE 系合金在 NaCl 溶液中的腐蚀电化学行为

丁文江[1,2]，向亚贞[3]，常建卫[1,4]，彭颖红[4]

(1. 上海交通大学 材料科学与工程学院 轻合金精密成型国家工程研究中心，上海 200240；
2. 上海交通大学 材料科学与工程学院 金属基复合材料国家重点实验室，上海 200240；
3. 上海交通大学 环境科学与工程学院，上海 200240；
4. 上海交通大学 机械与动力工程学院，上海 200240)

摘 要：采用盐水浸泡法和电化学方法研究 AZ91D 镁合金和稀土镁合金 Mg-3.0Nd-0.2Zn-0.4Zr(NZK)在 5%(质量分数)NaCl 溶液中的腐蚀行为。结果表明：NZK 的腐蚀速率仅为 AZ91D 镁合金的 1/2，这主要是由于 NZK 中阴阳极之间的电位差和阴阳极面积比小于 AZ91D 的所致；AZ91D 的腐蚀主要集中在局部区域，形成较深的腐蚀坑，而 NZK 的腐蚀沿合金表面进行，形成比较均匀的浅腐蚀区域；NZK 的腐蚀电位低于 AZ91D 的腐蚀电位； NZK 稀土镁合金的耐点蚀能力高于 AZ91D 的。

关键词：AZ91D 镁合金；Mg-RE 合金；腐蚀行为；循环极化
中图分类号：TG172 文献标识码： A

Corrosion and electrochemical behaviour of Mg-Al alloys and Mg-RE alloys in NaCl solution

DING Wen-jiang[1,2], XIANG Ya-zhen[3], CHANG Jian-wei[1,4], PENG Ying-hong[4]

(1. National Engineering Research Center of Light Alloys Net Forming, School of Materials Science and Engineering, Shanghai Jiao Tong University, Shanghai 200240, China;
2. Science and State Key Laboratory of Metal Matrix Composite, School of Materials Science and Engineering, Shanghai Jiao Tong University, Shanghai 200240, China;
3. School of Environmental Engineering, Shanghai Jiao Tong University, Shanghai 200240, China;
4. School of Mechanical and Power Engineering, Shanghai Jiao Tong University, Shanghai 200240, China)

Abstract: The corrosion behaviour of AZ91D and Mg-3.0Nd-0.2Zn-0.4Zr (mass fraction, %) alloy was investigated in 5% (mass fraction) NaCl solution by immersion test and electrochemical measurements. The immersion test shows that the corrosion rate of NZK is only half of that of AZ91D, which is attributed to the higher potential difference of the cathode-to-anode phase and the anode matrix and higher cathode-to-anode area ratio of AZ91D than those of NZK. The corrosion of AZ91D concentrates on the certain areas and results in much deeper corrosion pits, while that of NZK spreads across the surface and leads to more uniform and shallow corroded areas. The corrosion potential of NZK is much lower than that of AZ91D indicated by the open circuit potential measurement. The cyclic polarization curves show that NZK alloy has higher pitting corrosion resistance than AZ91D.

基金项目：国家重点基础研究发展计划资助项目(2007CB613701)；中国博士后科学基金资助项目(20080430657)；上海市优秀学科带头人计划资助项目(08XD14020)
收稿日期：2008-11-25；修订日期：2009-02-18
通信作者：常建卫，博士；电话：021-54742627；E-mail: changpp652@163.com

Key words: AZ91D Mg alloy; Mg-RE alloy; corrosion behavior; cyclic polarization

镁合金作为最轻的结构材料，在汽车、电子、航空航天和国防军事等领域具有重要的应用价值和广阔的应用前景，是继钢铁和铝合金之后发展起来的第三类金属结构材料，并被称之为 21 世纪的绿色工程材料。由于镁是活泼金属，其标准电极电位较负，且其表面的氧化膜一般都疏松多孔，故其耐蚀性能较差，这极大地限制镁合金在工程领域中的广泛应用，使其优良性能得不到充分发挥。为了推动镁合金在工程领域中的应用，在过去十几年中，人们对镁合金的腐蚀行为和腐蚀机理展开了广泛而深入的研究[1−10]。但这些研究主要集中在常用的 Mg-Al 系合金(如 AZ91 和 AM50)[1−7]，而对 Mg-RE 系合金的研究相对较少[8−10]。

虽然常用的 AZ 系列镁合金在室温下具有较高的强度，但其高温性能较差。而稀土元素的加入可以大大提高镁合金的高温性能，因此高强耐热稀土镁合金成为近年来镁合金领域的研究热点[11−12]。通常认为，稀土元素的加入也可以大大提高镁合金的耐蚀性能。关于 AZ 系列镁合金的腐蚀行为和电化学行为已经有诸多报道，其中 AZ91D 合金的应用最广泛，该合金也被认为是 AZ 系列合金中耐蚀性较好的一种。关于 Mg-RE 合金的腐蚀行为研究相对较少[13−14]。从已有的研究结果来看，Mg-RE 合金除了具有较好的高温性能外，也具有较好的耐蚀性能。UNSWORTH 等[15]的研究结果表明，在海水中浸泡 28 d 后，WE54 合金的耐蚀性能与 A356 铝合金的耐蚀性相当。CHANG 等[8]研究发现，Mg-3.0Nd-0.2Zn-0.4Zr(NZK)合金具有较高的耐蚀性能。本文作者以 AZ91D 和 NZK 合金为例，研究 Mg-Al 合金和 Mg-RE 合金在 5%NaCl 溶液中腐蚀行为和电化学行为的差异，探讨 Mg-RE 合金具有较高耐蚀性能的原因。

1 实验

商业用 AZ91D 合金的名义成分为 Al 9%、Zn 1%，余量为 Mg。NZK 稀土镁合金的名义成分为 Nd 3%、Zn 0.2%、Zr 0.4%，余量为 Mg。NZK 合金的制备方法参照文献[8]。两种合金均为铸造合金，采用扫描电子显微镜(SEM)观察两种合金的微观组织、盐水浸泡后腐蚀产物的形貌和洗去腐蚀产物后腐蚀区的形貌。

采用线切割的方法将盐水浸泡前的样品加工成厚度为 5 mm、直径为 30 mm 的圆片。试验前将样品先后以 320#Al_2O_3 水磨砂纸和 3#金相砂纸进行打磨处理，然后分别用蒸馏水和酒精清洗干净，再用热风吹干后称出腐蚀前的质量。平行试验的试样数量为 3 个，取其平均值作为试验结果。试验采用 5%NaCl 溶液作为腐蚀介质，试验温度为(25±2)℃，浸泡时间为 3 d。每个试样的边部钻有一个直径为 2.5 mm 的小孔，以便用塑料线将试样悬挂在腐蚀介质中。在最初的几个小时内，由于腐蚀产物 $Mg(OH)_2$ 的生成，腐蚀介质的 pH 值由 7 升高至 11 左右，并在随后的浸泡过程中一直维持在 11 左右。由于腐蚀介质 pH 值升高过程的时间(几个小时)比浸泡实验过程(3 d)的时间短，样品的腐蚀速率相当于是在用 $Mg(OH)_2$ 饱和的 5%NaCl 溶液中进行测试。因此电化学测试的腐蚀介质采用 $Mg(OH)_2$ 饱和的 5%NaCl 溶液。浸泡试验结束后将试样从腐蚀介质中取出，先用蒸馏水冲洗干净，然后在室温的 200 g/L CrO_3+10 g/L $AgNO_3$ 溶液中浸泡 7 min 以去除表面的腐蚀产物，再分别用蒸馏水和酒精冲洗干净，吹干后称出腐蚀后的质量。

电化学测试采用美国普林斯顿应用研究所的 PAR2273 电化学测试系统。测试前样品采用金相砂纸打磨和抛光处理。试验采用三电极体系，参比电极为饱和甘汞电极(vs SCE)，对电极为高密度的石墨棒，工作电极为片状试样，测试面积为 1 cm^2。将样品放入溶液后立刻进行开路电位测试，浸泡 1 h 后进行循环极化测试。起始电位从−1.80 V(vs SCE)开始，扫描速率为 1 mV/s，扫描至设定的电流密度后再以同样的扫描速率反向扫描至起始电位。

2 结果与讨论

2.1 合金的微观组织

图 1 所示为 AZ91D 和 NZK 的微观组织。从图 1(a)可以看出，AZ91D 的微观组织主要由 α 相、共晶组织和骨骼状的 β 相组成。其中 β 相为 $Mg_{17}Al_{12}$ 金属间化合物，弥散地分布于晶界。共晶体为层片状的 β 相和 α 相组成，主要分布在大块 β 相周围。NZK 的微观组织主要由 α 相和分布于晶界处的 $Mg_{12}Nd$ 共晶化合物组成(见图 1(b))。两种合金中的第二相(AZ91D 中的 $Mg_{17}Al_{12}$ 和 NZK 中的 $Mg_{12}Nd$)的分布并不是很连续。

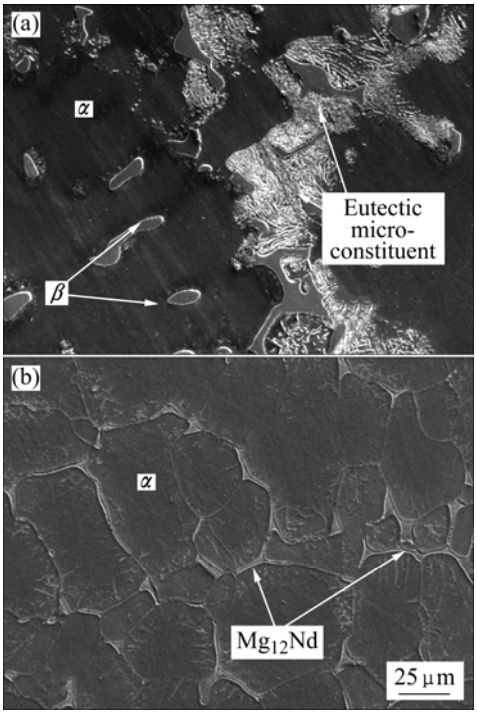

图 **1**　AZ91D 和 NZK 合金的 SEM 像

Fig.1　SEM micrographs of AZ91D (a) and NZK (b) alloys

2.2　合金的腐蚀行为

盐水浸泡实验结果表明，NZK 的腐蚀速率(0.208 mg/(cm^2·d))仅为 AZ91D 腐蚀速率(0.473 mg/(cm^2·d))的 1/2。图 2 所示为 AZ91D 和 NZK 在 5%NaCl 溶液中浸泡 3 d 并去除腐蚀产物后的宏观照片。由图 2 可看出，虽然两种合金均呈现出比较明显的局部腐蚀特征，但 AZ91D 的局部腐蚀面积较小，腐蚀深度较深，其腐蚀向合金深度方向发展，而 NZK 的局部腐蚀面积较大，腐蚀深度相对较浅，腐蚀沿着样品表面扩散，最终将形成比较均匀的腐蚀。

图 3 所示为两种合金在 5%NaCl 溶液中浸泡 3 d 并洗去腐蚀产物后腐蚀区域的 SEM 像。由图 3 可看出，AZ91D 表面的点蚀深度远远大于 NZK 的表面腐蚀程度。NZK 的腐蚀沿着合金表面从一个晶粒扩散到另一个晶粒，最终形成蜂窝状的腐蚀形貌，而 AZ91D 的腐蚀沿合金深度方向朝合金内部发展，最终形成了很深的局部腐蚀坑。腐蚀区域的截面光学照片(见图 4)显示，两种合金的腐蚀均是从基底 α 相开始，第二相(AZ91D 中的 $Mg_{17}Al_{12}$ 和 NZK 中的 $Mg_{12}Nd$)均未受到明显的腐蚀，即第二相与基底间构成了比较明显的电偶腐蚀(腐蚀微电池)。NZK 中 $Mg_{12}Nd$ 周围 α 相的腐蚀程度远远小于 AZ91D 中 $Mg_{17}Al_{12}$ 周围的 α 相，同时 NZK 的腐蚀区域相对较浅，且腐蚀相对比较均匀。这表明 NZK 中 $Mg_{12}Nd$ 与基底之间的电偶腐蚀小于 AZ91D 中 $Mg_{17}Al_{12}$ 与基底之间的电偶腐蚀。

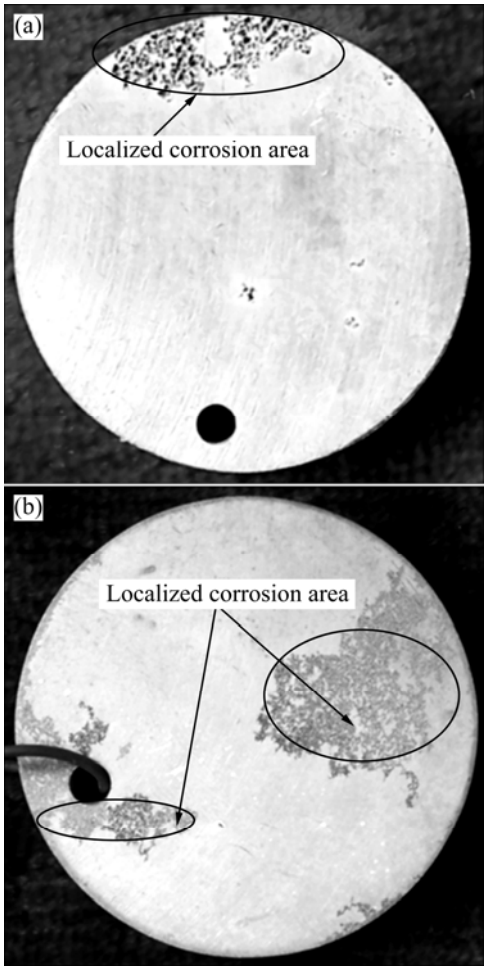

图 **2**　AZ91D 和 NZK 镁合金在 5%NaCl 溶液中浸泡 3 d 并洗去腐蚀产物后的宏观照片

Fig.2　Corroded surface macrostructures of AZ91D (a) and NZK (b) alloys after immersion in 5% NaCl solution for 3 d and removal of corrosion products

2.3　微观组织对合金腐蚀行为的影响

AZ91D 与 NZK 的腐蚀速率差别与合金的微观组织有关。一般说来，镁合金中的第二相相对于基底 α 相来说比较稳定，在腐蚀过程中主要作为腐蚀微电池的阴极。SONG 等[3]认为，AZ91 合金中的 β 相在腐蚀过程中具有双重作用，它既可以作为阻挡层减缓腐蚀的进行，也可作为电偶腐蚀的阴极而加速基底的腐蚀。β 相在腐蚀过程中的作用取决于其在合金中的数量和分布情况。细小且连续分布的 β 相能够有效阻止腐蚀的进行[16]。相反，如果合金中 β 相的数量较少，且分布不连续，则 β 相作为有效的微电池阴极而加速合金

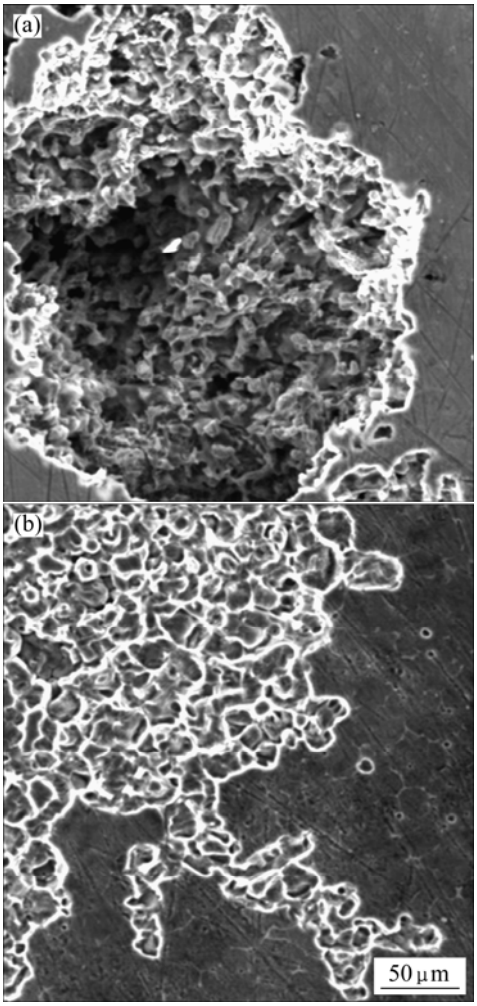

图 3 AZ91D 和 NZK 镁合金在 5%NaCl 溶液中浸泡 3 d 并洗去腐蚀产物后腐蚀区域的 SEM 像

Fig.3 SEM images of corroded area of AZ91D (a) and NZK (b) alloys after immersion in 5% NaCl solution for 3 d and removal of corrosion products

的腐蚀。NZK 中的 $Mg_{12}Nd$ 相在腐蚀过程中与 AZ 系列合金中的 β 相具有相似的作用。从图 4 可以看出，AZ91D 中的 β 相和 NZK 中的 $Mg_{12}Nd$ 在腐蚀过程中都不能作为腐蚀阻挡层，而是与基底之间形成了比较明显的电偶腐蚀，这是由于 AZ91D 中的 β 相和 NZK 中的 $Mg_{12}Nd$ 数量较少，且分布也不连续(见图 1)。

由电化学腐蚀动力学可知，电偶腐蚀的速率随着阴阳极之间的电位差和阴阳极面积比的增加而增大[17]。从图 1 可以看出，NZK 中 $Mg_{12}Nd$ 的体积分数明显小于 AZ91D 中 $Mg_{17}Al_{12}$ 的，这就造成了 AZ91D 中微电偶的阴阳极面积比大于 NZK 中的。表 1 所列为镁合金中常见析出相的电极电位[18]。从表 1 中可以看出，相对于 α 相，β 相($Mg_{17}Al_{12}$)具有较正的电位，而含稀土元素析出相的电极电位通常比 β 相的负，与

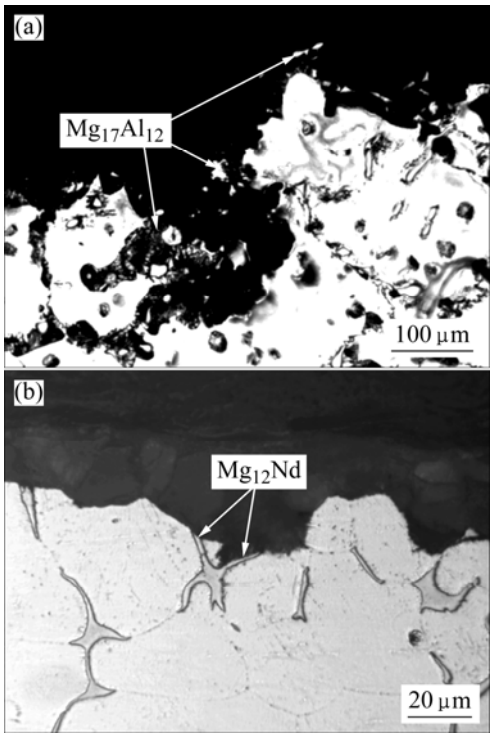

图 4 AZ91D 和 NZK 合金在 5%NaCl 溶液中浸泡 3 d 后腐蚀区域的截面光学显微照片

Fig.4 Optical micrographs of corroded surfaces of AZ91D (a) and NZK (b) alloys after immersion in 5% NaCl solution for 3 d

表 1 镁合金中可能存在的相在 $Mg(OH)_2$ 饱和 5%NaCl 溶液中的自腐蚀电位[18]

Table 1 Corrosion potentials of phases in Mg alloy in 5% NaCl solution saturated with $Mg(OH)_2$[18]

Phase	φ_{corr}(vs SCE) /V	Phase	φ_{corr}(vs SCE) /V
α-Mg	−1.669	Al_6Mn	−1.520
$\beta(Mg_{17}Al_{12})$	−1.200	Mg-42Al-20RE-2Mn	−1.343
Al_3Fe	−0.740	Mg-40Al-16RE-3Mn	−1.405
$Al_3Fe(Mn)$	−0.950	Mg_2Si	−1.650

α 相的电位更接近。这表明 NZK 中 $Mg_{12}Nd$ 与基底 α 相之间的电位差小于 AZ91D 中 $Mg_{17}Al_{12}$ 与基底 α 相之间的电位差，即 NZK 中电偶腐蚀的阴阳极电位差小于 AZ91D 的。因此，基于电偶腐蚀的两个影响因素(阴阳极面积比和阴阳极之间的电位差)，AZ91D 中的 β 相比 NZK 中的 $Mg_{12}Nd$ 化合物所引起的电偶腐蚀更加严重。这就解释了 AZ91D 中的局部腐蚀比 NZK 中的更加严重的原因(见图 3 和 4)。SKAR 等[19]也将

Mg-RE 合金较强的耐蚀性能归因于这些合金中的化合物比 AZ 系列合金中的 $Mg_{17}Al_{12}$ 相更负。

2.4　腐蚀产物

图 5 所示为两种合金在 5%NaCl 溶液中浸泡 3 d 后的腐蚀产物形貌。由图 5 可看出，两种合金的腐蚀产物都是由大量的片状物组成，但 AZ91D 的片状物均垂直于合金表面，形成了蜂窝状结构，而 NZK 的片状物并不完全垂直于合金表面。因此，NZK 的腐蚀产物层相对 AZ91D 要致密一些，能够对基底提供更好的保护作用。

2.5　合金的开路电位

两种合金的开路电位(φ_O)测试结果如图 6 所示。由图 6 可看出，AZ91D 合金的腐蚀电位在浸泡初期(大约 10 min)急剧升高，然后又迅速下降至相对比较稳定的腐蚀电位。此时合金的表面出现了明显的点蚀现象，这些局部腐蚀区域有比较明显的氢气气泡逸出。在随后的浸泡过程中，AZ91D 的腐蚀电位虽有一定波动，但基本维持在−1.65 V 左右。NZK 的腐蚀电位在浸泡过程中上升的速度比较缓慢，直到大约 7 h 后，其腐蚀电位才稳定在−1.65 V 左右。在最初的 7 h 内，合金表面生成了一层相对均匀的腐蚀产物层，并随着浸泡时间的延长，腐蚀产物层逐渐增厚。过了 7 h 后，由于合金表面的腐蚀产物层出现了局部破裂，NZK 的腐蚀电位突然下降，在腐蚀产物层破裂处有氢气气泡逸出。在随后的浸泡过程中，点蚀现象逐渐在 NZK 表面扩散开来，其腐蚀电位也出现一些微小的波动。在整个测试过程中，NZK 的腐蚀电位均明显低于 AZ91D 的。NAKATSUGAWA 等[20]也发现在 $Mg(OH)_2$ 饱和的 5%NaCl 溶液中 Mg-RE 合金(Mg-Gd，Mg-Dy，Mg-Nd-Zn，Mg-Gd-Nd-Zr 和 Mg-Dy-Nd-Zr)的腐蚀电位明显低于 AZ91D 的。

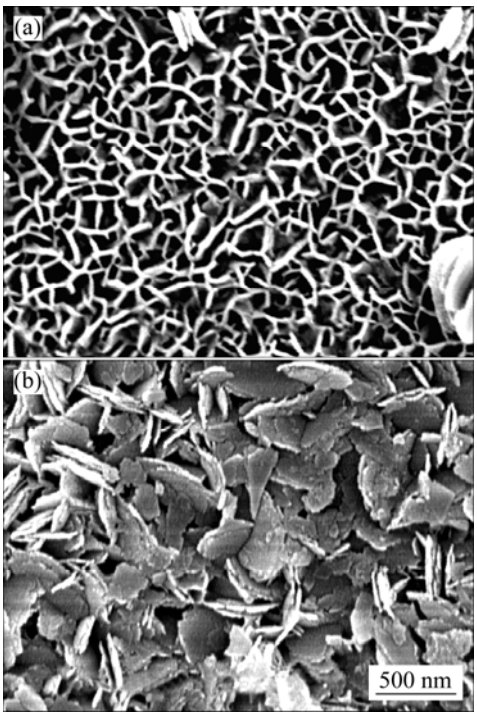

图 5　在 5%NaCl 溶液中浸泡 3 d 后两种合金的腐蚀产物形貌

Fig.5　SEM images of corrosion products after immersion in 5% NaCl solutions for 3 d: (a) AZ91D; (b) NZ30K

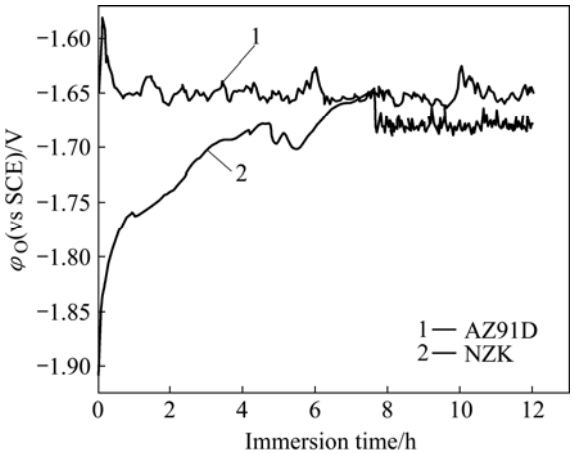

图 6　AZ91D 和 NZK 的开路电位在 $Mg(OH)_2$ 饱和的 5% NaCl 溶液中随浸泡时间的变化

Fig.6　Variation of φ_O of AZ91D and NZK alloys after immersion in 5% NaCl solution saturated by $Mg(OH)_2$ with immersion time

2.6　合金的循环极化曲线

图 7 所示为 AZ91D 和 NZK 在 $Mg(OH)_2$ 饱和的 5%NaCl 溶液中浸泡 1 h 后的循环极化曲线。

合金的阴极极化曲线代表阴极析氢反应，而阳极极化曲线代表 Mg 的溶解反应。图 7 中 NZK 正向扫描(从低电位向高电位方向)的阴极极化电流密度远远低于 AZ91D 相应的电流密度，即 NZK 具有更高的析氢过电位。这表明阴极析氢反应更容易在 AZ91D 表面进行。NZK 正向扫描的阳极曲线上存在一个明显的“拐点”(φ_{2br})，即点蚀开始的电位。在 φ_{2br} 前，NZK 的电流密度随极化电位的增加而缓慢增加(此区间也被成为钝化区)，当极化电位超过 φ_{2br} 后，NZK 的电流

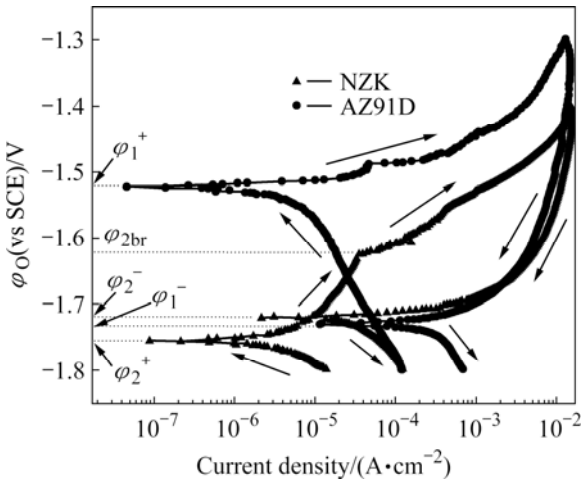

图 7 AZ91D 和 NZK 在 $Mg(OH)_2$ 饱和的 5%NaCl 溶液中浸泡 1 h 后的循环极化曲线

Fig.7 Cyclic polarization curves of AZ91D and NZK alloys after immersion in 5% NaCl solution saturated with $Mg(OH)_2$ for 1 h

密度随极化电位的增加而快速增加。φ_{2br} 的存在是由于 NZK 的腐蚀产物相对比较致密(见图 5)，从而对基体具有一定的保护作用。而 AZ91D 的腐蚀产物相对比较疏松，对基体的保护作用非常弱，因此，在 AZ91D 的阳极极化曲线中并不存在明显的钝化区。

从一定程度上讲，正向扫描曲线代表合金未腐蚀区域的极化行为，而反向扫描(从高电位向低电位方向)曲线则与已经遭受腐蚀区域的极化行为有关。两种合金正向扫描曲线的 Tafel 拟合结果表明，AZ91D 的腐蚀电流密度(421 μA/cm^2)比 NZK 的腐蚀电流密度(6.14 μA/cm^2)高两个数量级。从图 7 可以看出，AZ91D 正向扫描的腐蚀电位 φ_1^+(−1.52 V)高于反向扫描的腐蚀电位 φ_1^-(−1.73 V)，而 NZK 正向扫描的腐蚀电位 φ_2^+(−1.75 V)低于反向扫描的腐蚀电位 φ_2^-(−1.72 V)。根据腐蚀微电池原理，电位较低的区域将受到腐蚀，而电位较高的区域则受到保护。图 8 所示为 AZ91D 和 NZK 的腐蚀过程示意图。由图 8 可看出，当腐蚀过程中出现点蚀现象后，由于 AZ91D 未腐蚀区的腐蚀电位高于已经遭受腐蚀区域的腐蚀电位，因此，腐蚀将继续在已腐蚀区域进行，而未腐蚀区域将会由于周围已腐蚀区域的腐蚀而被保护，这样腐蚀就朝纵向发展(见图 8(a))，最终形成窄而深的腐蚀坑(见图 8(b))。相反，对于 NZK，由于已腐蚀区域的腐蚀电位高于未腐蚀区域的腐蚀电位，所以未腐蚀区域将会遭受腐蚀，而已腐蚀区域将会受到保护，腐蚀将沿着合金表面扩散开来(见图 8(c))，最终造成比较浅而均匀的腐蚀坑(见图 8(d))。这从电化学角度解释了 AZ91D 和 NZK 腐蚀形貌(见图 2 和 3)间的差异。从腐蚀造成的危害性来讲，NZK 的腐蚀危害性远不如 AZ91D 的。因为随着腐蚀的进行，NZK 的腐蚀在合金表面扩散开来，近似于全面腐蚀，其腐蚀速度易于测定，且在工程设计

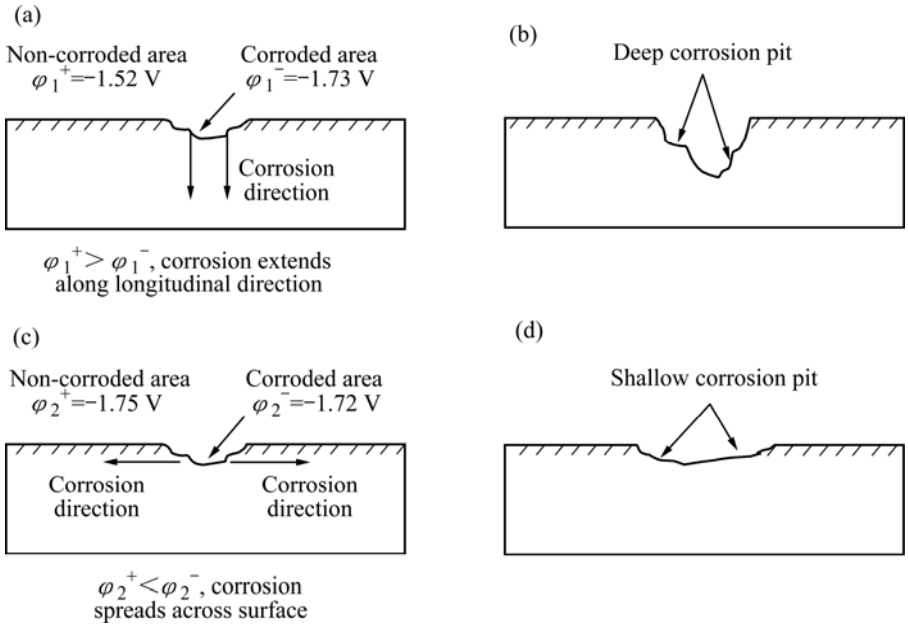

图 8 AZ91D 和 NZK 合金腐蚀过程示意图

Fig.8 Schematic diagram of corrosion evolution for AZ91D and NZK alloys: (a) Initial corrosion, AZ91D; (b) After corrosion for long time, AZ91D; (c) Initial corrosion, NZK; (d) After corrosion for long time, NZK

时可预先考虑留出腐蚀余量，从而防止设备过早腐蚀破坏。而 AZ91D 在长时间的腐蚀过程中，其腐蚀难以预测和预防，往往在没有先兆的情况下使合金突然穿孔，危害性很大。

另外，由于 AZ91D 正向与反向扫描之间的腐蚀电位差($|\varphi_1^+-\varphi_1^-|$)为 0.21 V，远远大于 NZK 正向与反向扫描之间的腐蚀电位差($|\varphi_2^+-\varphi_2^-|$=0.03 V)，因此，AZ91D 的点蚀驱动力更大，所以 AZ91D 的腐蚀更加严重。

3 结论

1) NZK 的耐蚀性能高于 AZ91D 镁合金，前者在 5%NaCl 溶液中的腐蚀速率仅为后者的 1/2。由于 AZ91D 具有高的阴阳极面积比和阴阳极之间的电位差，AZ91D 的局部腐蚀程度明显高于 NZK 的。

2) NZK 和 AZ91D 具有不同的腐蚀形貌，NZK 的腐蚀沿着合金表面进行，形成比较浅而均匀的腐蚀特征；而 AZ91D 的腐蚀朝纵深处发展，最终在局部区域形成了较深的腐蚀坑。

3) NZK 的腐蚀电位低于 AZ91D 的，NZK 的耐点蚀能力高于 AZ91D 的，两种合金的腐蚀形貌不同。

REFERENCES

[1] LI Y, ZHANG T, WANG F H. Effect of microcrystallization on corrosion resistance of AZ91D alloy[J]. Electrochimica Acta, 2006, 51(14): 2845−2850.

[2] BALLERINI G, BARDI U, BIGNUCOLO R, CERAOLO G. About some corrosion mechanisms of AZ91D magnesium alloy[J]. Corrosion Science, 2005, 47(9): 2173−2184.

[3] SONG G. Recent progress in corrosion and protection of magnesium alloys[J]. Advanced Engineering Materials, 2005, 7(7): 563−586.

[4] SONG G. ATRENS A. Recent insights into the mechanism of magnesium corrosion and research suggestions[J]. Advanced Engineering Materials, 2007, 9(3): 177−183.

[5] ZHAO M C, LIU M, SONG G, ATRENS A. Influence of the β-phase morphology on the corrosion of the Mg alloy AZ91[J]. Corrosion Science, 2008, 50(7): 1939−1953.

[6] ZHAO M C, LIU M, SONG G L, ATRENS A. Influence of microstructure on corrosion of as-cast ZE41[J]. Advanced Engineering Materials, 2008, 10(1/2): 104−111.

[7] ZHAO M C, LIU M, SONG G L, ATRENS A. Influence of homogenization annealing of AZ91 on mechanical properties and corrosion behavior[J]. Advanced Engineering Material, 2008, 10(1/2): 93−103.

[8] CHANG J W, GUO X W, FU P H, PENG L M, DING W J. Effect of heat treatment on corrosion and electrochemical behaviour of Mg-3.0Nd-0.2Zn-0.4Zr (wt.%) alloy[J]. Electrochimica Acta, 2007, 52(9): 3160−3167.

[9] GUO X W, CHANG J W, HE S M, DING W J, WANG X. Investigation of corrosion behaviors of Mg-6Gd-3Y-0.4Zr alloy in NaCl aqueous solutions[J]. Electrochimica Acta, 2007, 52(7): 2570−2579.

[10] CHANG J W, GUO X W, HE S M, FU P H, PENG L M, DING W J. Investigation of the corrosion for Mg-*x*Gd-3Y-0.4Zr (*x*=6, 8, 10, 12 wt.%) alloys in a peak-aged condition[J]. Corrosion Science, 2008, 50(1): 166−177.

[11] ANTION C, DONNADIEU P, PERRARD F, DESCHAMPS A, TASSIN C, PISCH A. Hardening precipitation in a Mg-4Y-3RE alloy[J]. Acta Materialia, 2003, 51(18): 5335−5348.

[12] HE S M, ZENG X Q, PENG L M, GAO X, NIE J F, DING W J. Precipitation in a Mg-10Gd-3Y-0.4Zr (wt.%) alloy during isothermal ageing at 250 ℃[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2006, 421(1/2): 309−313.

[13] YAMASAKI M, HAYASHI N, IZUMI S, KAWAMURA Y. Corrosion behavior of rapidly solidified Mg-Zn-rare earth element alloys in NaCl solution[J]. Corrosion Science, 2007, 49(1): 255−262.

[14] BEN-HAMU G, ELIEZER D, SHIN K S, COHEN S. The relationship between microstructure and corrosion behavior of Mg-Y-RE-Zr alloys[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2007, 431(1/2): 269−276.

[15] UNSWORTH W, KING J F. Magnesium technology[M]. London: The Institute of Metals, 1987: 25−26.

[16] SONG G, ATRENS A, DARGUSCH M. Influence of microstructure on the corrosion of diecast AZ91D[J]. Corrosion Science, 1998, 41(2): 249−273.

[17] 刘永辉, 张佩芬. 金属腐蚀学原理[M]. 北京: 航空工业出版社, 1993: 100−103.
LIU Yong-hui, ZHAND Pei-fen. Principle of metal corrosion[M]. Beijing: Aerospace Industry Press, 1993: 100−103.

[18] 周学华, 卫中领, 陈秋荣, 陈开生, 黄元伟. 含稀土耐蚀 Mg-9Al 铸造镁合金腐蚀行为研究[J]. 腐蚀与防护, 2006, 27(10): 487−491.
ZHOU Xue-hua, WEI Zhong-ling, CHEN Qiu-rong, CHEN Kai-sheng, HUANG Yuan-wei. Investigation of the corrosion behaviour for die-cast Mg-9Al magnesium alloy with RE addition[J]. Corrosion and Protection, 2006, 27(10): 487−491.

[19] SKAR J I, ALBRIGHT D. Magnesium technology[M]. London: The Institute of Metals, 2002: 255−261.

[20] NAKATSUGAWA I, KAMADO S, KOJIMA Y, NINOMIYA R, KUBOTA K. Corrosion of magnesium alloys containing rare earth elements[J]. Corrosion Reviews, 1998, 16(1/2): 139−157.

(编辑　龙怀中)