第 27 卷第 8 期 中国有色金属学报 2017 年 8 月
Volume 27 Number 8 The Chinese Journal of Nonferrous Metals August 2017
DOI：10.19476/j.ysxb.1004.0609.2017.08.02

自然时效对 Al-Zn-Mg 合金型材抗应力腐蚀性能的影响

钱鹏伟[1,3]，邓运来[1,2,3]，张 臻[1,3]，赵 龙[2,3]，唐鸿远[2,3]，叶凌英[2,3]

(1. 中南大学 轻合金研究院，长沙 410083；
2. 中南大学 材料科学与工程学院，长沙 410083；
3. 中南大学 有色金属先进结构材料与制造协同创新中心，长沙 410083)

摘 要：采用电导率实验与慢应变速率拉伸实验研究自然时效对 Al-Zn-Mg 合金型材应力腐蚀断裂的影响，通过扫描电镜、透射电镜等显微组织分析揭示其性能变化的机理。结果表明：Al-Zn-Mg 合金型材的电导率随着自然时效时间的延长呈下降趋势，停放至 28 d 左右基本达到稳定状态，稳定后合金的内、外表层电导率分别为 32.20(IACS)%与 31.50(IACS)%。自然时效后再进行人工时效((90 ℃, 12 h)+(169 ℃, 11 h))，Al-Zn-Mg 合金型材的抗拉强度(R_m)随自然时效时间的延长而显著降低，但合金的抗应力腐蚀性能明显提高；自然时效后，合金内晶界无沉淀析出带变宽(PFZ)，晶界析出相尺寸与间距变大。

关键词：Al-Zn-Mg 合金型材；自然时效；电导率；力学性能；应力腐蚀性能
文章编号：1004-0609(2017)-08-1542-09 **中图分类号**：TG146.21 **文献标志码**：A

随着现代科技的不断发展，军工、航空航天以及轨道交通运输对材料综合性能要求越来越苛刻，现有的材料以无法满足其需求。在环境保护以及成本控制的驱使下，结构材料的轻量化成为了发展的趋势[1−3]。Al-Zn-Mg 合金因其密度小、比强度、比模量高，导电、导热性能好等特点，得到了广泛的应用[4−5]。但考虑到其应用环境，在保证合金强度的同时改善其抗应力腐蚀性能是必要的[6−8]。因此，如何进一步提高 Al-Zn-Mg 合金的常规力学性能及抗应力腐蚀性能是目前中高强可焊铝合金的主要研究方向[9−13]。Al-Zn-Mg 系合金属于热处理可强化合金，热处理对其性能有重要影响。目前，Al-Zn-Mg 合金的常用热处理主要均为人工时效[14−15]，例如 T6、T74、T77、RRA 等。但人工时效前的停放时间是否对时效效果产生影响，国内外都鲜有研究。

基于以上原因，本文作者以 Al-Zn-Mg 合金型材为对象，研究从型材挤出到人工时效前的自然时效时间对合金的性能与组织的影响。本文作者一方面通过电导率研究 Al-Zn-Mg 合金型材在自然时效过程中沉淀析出相的变化过程，另一方面，通过自然时效后的人工时效，考察了自然时效对合金抗应力腐蚀性能的影响。通过从微观层次分析对合金性能变化作出解释，以期为实际生产提供理论依据。

1 实验

1.1 实验材料及热处理工艺

实验采用 Al-Zn-Mg 合金挤压型材，化学成分见表 1，其中 Fe 和 Si 为主要杂质元素。将挤压后的 Al-Zn-Mg 合金型材置于室温条件下停放(停放 3、7、11、28 d)后再进行人工时效，人工时效制度为(90 ℃, 12 h)+(169 ℃, 11 h)。

表 1 Al-Zn-Mg 合金化学成分

Table 1 Chemical composition of Al-Zn-Mg alloy(mass fraction, %)

Zn	Mg	Cu	Mn	Cr
4.49	1.22	0.11	0.30	0.19
Zr	Ti	Si	Fe	Al
0.14	0.051	0.059	0.08	Bal.

基金项目：国家重点研究发展计划项目(2016YFB0300901)；国家重点基础研究计划资助项目(2012CB619500)；国家自然科学基金资助项目(51375503)
收稿日期：2016-07-15；**修订日期**：2016-12-07
通信作者：邓运来，教授，博士；电话：13873152095；E-mail: dengylcsu@126.com

1.2　实验方法及条件

测试自然停放下 Al-Zn-Mg 合金型材的电导率。分别从 Al-Zn-Mg 合金型材的内、外表面取块状样，编号分别为 1 号、2 号，具体如图 1 所示。用涡流电导仪 7501 型测量电导率，测 3 个位置的电导率，计算平均值，单位用国际退火铜的标准(IACS) %。

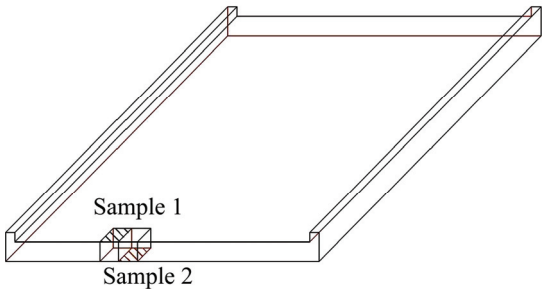

图 1　电导率试样取样分布图

Fig. 1　Sampling position of conductivity

对自然时效后人工时效的样品进行慢应变速率拉伸试验(SSRT)。按照 JIS H 8732—2000 的要求在慢应变速率拉伸试验机上进行，慢应变速率拉伸试样沿型材挤压方向进行取样，具体尺寸见图 2，应变速率为 10^{-6} s^{-1}。测试环境为干燥空气及 3.5%NaCl 溶液，环境温度均为(25±2) ℃。用记录仪记录整个应力腐蚀拉伸断裂过程。采用 FEI-Sirion 200 型扫描电镜进行慢应变速率拉伸断口分析。

利用 FEI Tecnai G^2 20 透射电镜观察停放 3、7、11、28 d 人工时效 Al-Zn-Mg 合金型材的第二相粒子的形貌、尺寸、分布及晶内晶界析出状态等，加速电压为 200 kV，薄膜试样采用电解双喷减薄，电解液为 30%硝酸+70%甲醇混合液(体积分数)。

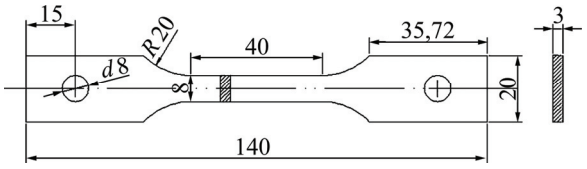

图 2　慢应变速率拉伸试样尺寸示意图

Fig. 2　Schematic diagram of slow rate tension testing specimens (Unit: mm)

2　结果与分析

2.1　电导率

图 3 和表 2 所示为自然时效下 Al-Zn-Mg 合金型材电导率试验结果。试样 1 为 Al-Zn-Mg 合金型材的内表层，试样 2 为其外表层。从图 3 可以看出，自然时效初期，Al-Zn-Mg 合金的内表层和外表层的电导率

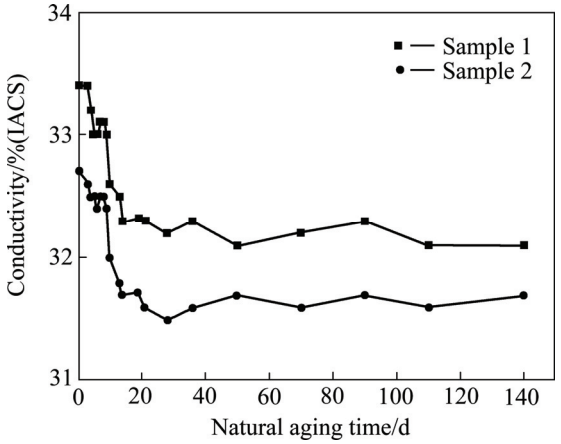

图 3　自然时效下合金电导率

Fig. 3　Conductivity of alloy after different natural aging time

表 2　自然时效下合金电导率

Table 2　Conductivity of alloy after different natural aging time

Time/d	Conductivity/%(IACS)	
	Sample 1	Sample 2
0	33.40	32.70
3	33.40	32.60
4	33.20	32.50
5	33.00	32.50
6	33.00	32.40
7	33.10	32.50
8	33.10	32.50
9	33.00	32.40
10	32.60	32.00
13	32.50	31.80
14	32.30	31.70
19	32.30	31.70
21	32.30	31.60
28−140	32.20	31.50

呈现快速下降趋势，随着停放时间的增加其电导率变化趋于平缓，且在停放 28 d 左右达到稳定，由表 2 可以看出试样 1 和 2 的电导率初始值分别为 33.40 (IACS)%、32.70(IACS)%，其自然时效 28~140 d 的平均电导率值分别为 32.20(IACS)%、31.50(IACS)%，与试样的初始电导率相比分别下降了 3.59%和 3.67%。

Al-Zn-Mg 合金的电导率主要取决于合金的组织状态，由于时效处理会改变铝合金基体与析出相之间

的关系，因此，电导率可以在一定程度上反映时效强化相的析出程度。Al-Zn-Mg 合金在时效过程中析出相转变顺序一般为：GP 区(Ⅰ,Ⅱ)→亚稳态 η'→η-$MgZn_2$，由此引起晶格畸变能的降低，内部内应力下降，自由电子迁移变易，从而使得合金电导率上升[16]。而由图 3 可知，自然时效过程中 Al-Zn-Mg 合金型材的电导率反而呈现下降趋势。这是因为在自然时效过程中，Al-Zn-Mg 合金组织中可能形成晶格畸变能较大的析出相，这种析出相可能为与基体共格的 GP 区或半共格的 η'相或者两相同时存在[16]。需要通过进一步分析得出结论。

图 4 所示为自然时效 140 d 后 Al-Zn-Mg 合金型材的 SEM 像。由图 4 可知，自然时效后 Al-Zn-Mg 铝合金型材内析出相形态主要为块状、细小的球态与条状，对其进行 EDS 能谱分析，分析结果如表 3 所列。结果显示大块状的白色的第二相主要为含 AlFeMnSi 相，同时还溶入少量的 Zn、Mg 元素，条状的白色的第二相主要为含 AlFeMn 相，同样也溶入少量的 Zn、Mg 元素。对自然时效 140 d 后的 Al-Zn-Mg 合金型材进行 TEM 观察，结果如图 5 所示。经自然时效后，合金晶内析出相较少，晶界析出相呈连续分布，晶界未观察到无沉淀析出带(PFZ)，其选区电子衍射结果中没有观察到 η 相与 η'相的衍射光斑，由此可得其析出相为 GP Ⅱ区。

自然时效(自然时效)的环境温度远远低于人工时效，因此，自然时效(自然时效)过程中出现的析出相主要为 GP Ⅱ区。时效析出的动力来源于体积自由能的降低，时效温度降低会引起体积自由能的升高，但原子的活性降低，过饱和溶质原子扩散速度降低，因此，在自然时效下只能形成与基体完全共格的 GP Ⅱ区。此外，由于 GP Ⅱ区与基体之间的共格关系，固溶体的晶格畸变程度增大，这对晶体内部自由电子迁

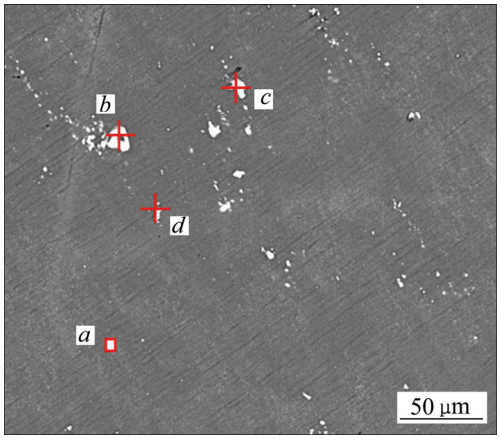

图 4 自然时效 140 d Al-Zn-Mg 合金型材的 SEM 像

Fig. 4 SEM image of Al-Zn-Mg aluminum alloy after 140 d natural aging

表 3 图 4 的第二相能谱分析结果

Table 3 EDX analysis results of second phase particles in Fig. 4

Position	Mass fraction/%							Matrix
	Mg	Al	Si	Cr	Mn	Fe	Zn	
a	2.24	95.63	−	0.18	0.15	0.11	1.68	Correction
b	1.08	86.11	4.18	0.73	1.50	5.33	1.08	Correction
c	1.11	85.40	0.34	−	1.13	10.67	1.35	Correction
d	0.83	86.87	−	0.30	1.36	8.68	1.96	Correction

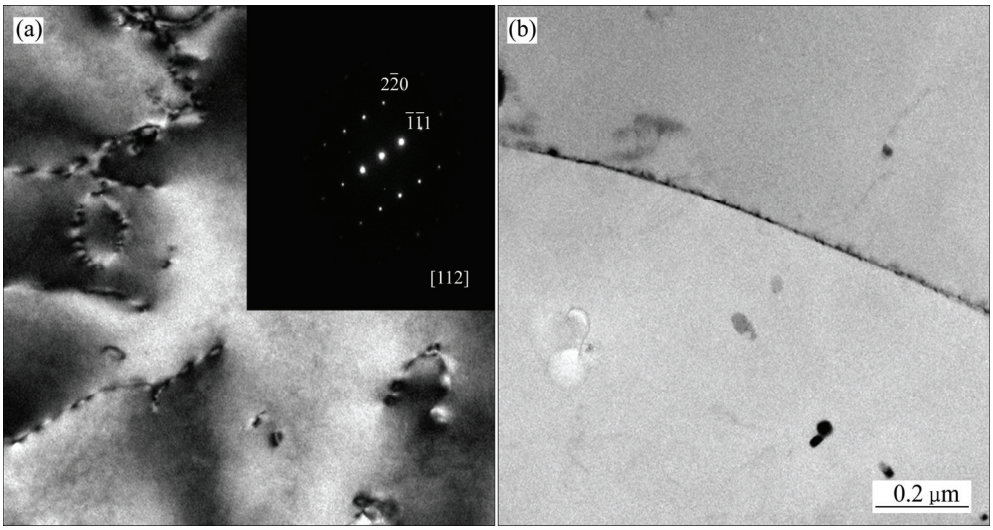

图 5 自然时效 140 d Al-Zn-Mg 合金型材的 TEM 明场像

Fig. 5 TEM bright field images of Al-Zn-Mg aluminum alloy after 140 d parking: (a) Intragranular; (b) Grain boundary

移起阻碍作用，导致合金的电导率下降，与上述实验结果吻合。

2.2　应力腐蚀性能

图 6 所示为 Al-Zn-Mg 合金型材经不同热处理状态(自然时效+人工时效)，分别在干燥空气和 3.5%NaCl(质量分数)溶液中慢应变速率拉伸测试下获得的应力−应变曲线，表 4 所示为其慢应变速率拉伸试验数据。在腐蚀环境中 Al-Zn-Mg 合金型材的伸长率出现大幅度下降，而不同自然时效天数对 Al-Zn-Mg 合金型材的强度与伸长率也有很大影响。由表 4 可见，经自然时效后人工时效的 Al-Zn-Mg 合金型材在干燥空气及 3.5%NaCl(质量分数)溶液中的合金抗拉强度、断裂伸长率均呈现下降趋势。经 3 d 停放的 Al-Zn-Mg 合金在干燥空气及 3.5%NaCl(质量分数)溶液中的合金抗拉强度分别为 354.85 MPa 与 350.33 MPa，停放 28 d 后合金抗拉强度有了大幅度的下降，其在干燥空气及 3.5%NaCl(质量分数)溶液中的合金抗拉强度只有 308.82 MPa 与 307.88 MPa，与自然时效 3 d 相比，其下降幅度达 12.97%与 12.12%。其在干燥空气及 3.5%NaCl(质量分数)溶液中的合金断裂伸长率分别由 16.71%与 13.66%下降至 15.21%与 12.76%。

不同停放天数 Al-Zn-Mg 合金型材在 3.5%NaCl 溶液与干燥空气中的断裂强度与断裂伸长率比值如表 5 所列。由表 5 可知在 3.5%NaCl 溶液中的合金断裂强度及伸长率均低于干燥空气条件下，表明 Al-Zn-Mg 合金型材在 3.5%NaCl 溶液中断裂具有 SCC 敏感性。

应力腐蚀指数 I_{SSRT} 是将 SSRT 实验所获得的各项力学性能指标进行数字处理的结果，与单项力学性能指数相比能更好地反映应力腐蚀断裂敏感性，常作为应力腐蚀的重要判据[17]，计算式为

$$I_{SSRT}=1-[R_{m(3.5\%NaCl)}\times(1+A_{(3.5\%NaCl)})]/[R_{m(Air)}\times(1+A_{(Air)})] \quad (1)$$

式中：$R_{m(3.5\%NaCl)}$为在 3.5%NaCl 溶液中的抗拉强度，MPa；$R_{m(Air)}$为在干燥空气中的抗拉强度，MPa；$A_{(3.5\%NaCl)}$为在 3.5%NaCl 溶液中的断裂伸长率，%；$A_{(Air)}$为在干燥空气中的断裂伸长率，%；I_{SSRT}从 0→1 表示应力腐蚀断裂敏感性增加。

不同自然时效天数的 Al-Zn-Mg 合金型材应力腐蚀结果如表 6 所列。由表 6 可得，经自然时效后合金

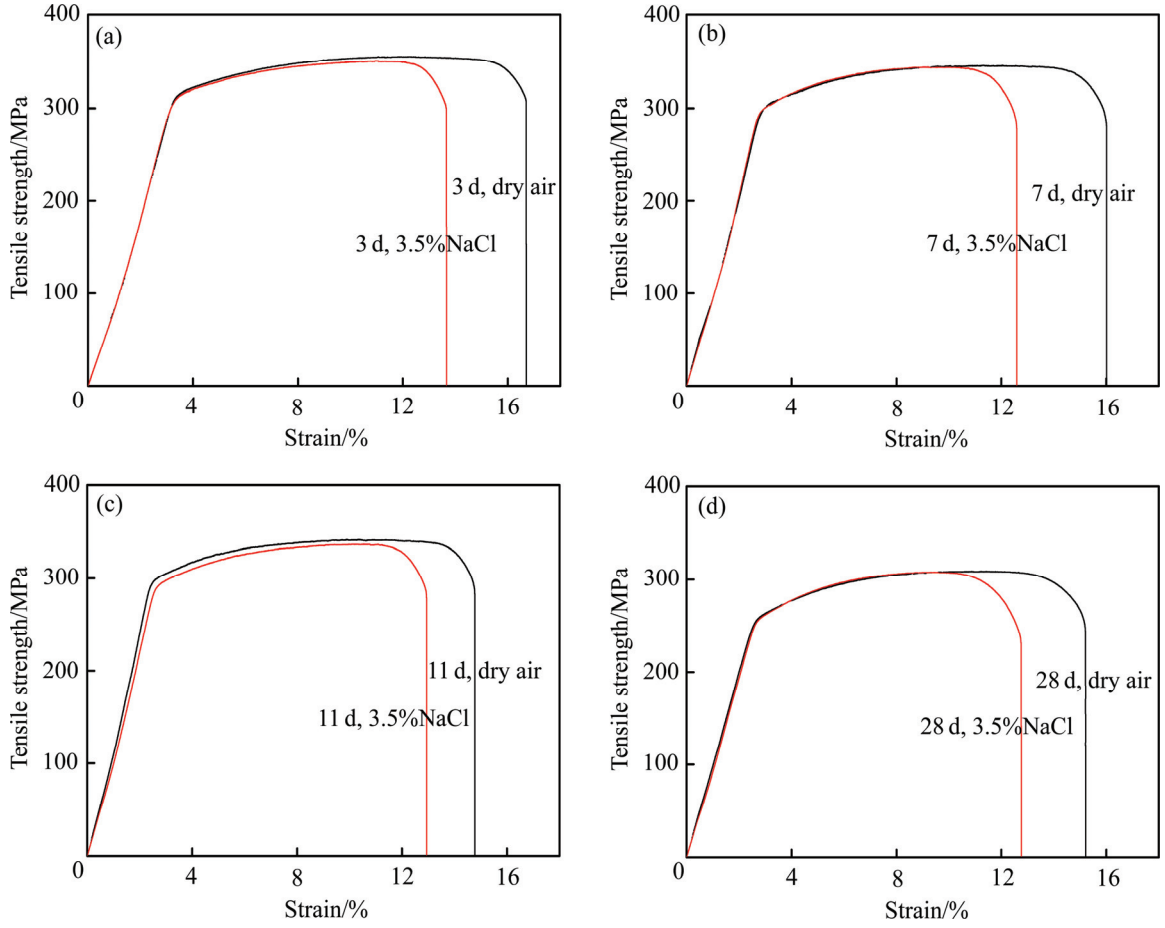

图 6　不同自然时效天数后时效 Al-Zn-Mg 合金型材慢应力−应变曲线

Fig. 6　Stress−strain curves of Al-Zn-Mg aluminum alloy after different natural aging time: (a) 3 d; (b) 7 d; (c) 11 d; (d) 28 d

表 4 不同自然时效天数后时效 Al-Zn-Mg 合金型材的力学性能

Table 4 Mechanical properties of Al-Zn-Mg aluminum alloy after different natural aging time

Natural parking time/d	Elongation/%	Tensile strength/MPa	Medium
3	16.71	354.85	Dry air
	13.66	350.33	3.5% NaCl
7	16.01	345.34	Dry air
	12.59	343.72	3.5% NaCl
11	14.78	341.66	Dry air
	12.94	336.90	3.5% NaCl
28	15.21	308.82	Dry air
	12.76	307.88	3.5% NaCl

表 5 Al-Zn-Mg 合金型材在 3.5%NaCl 溶液与干燥空气中的断裂强度与伸长率比值

Table 5 Ratios of elongation and tensile strength of Al-Zn-Mg alloy in dry air and 3.5%NaCl water solution

Natural aging time/d	$(A_{(3.5\%NaCl)}/A_{Air})$/%	$(R_{m(3.5\%NaCl)}/R_{m(Air)})$/%
3	81.75	98.73
7	78.64	99.53
11	87.55	98.61
28	83.89	99.70

表 6 Al-Zn-Mg 合金型材应力腐蚀结果

Table 6 Stress corrosion results of Al-Zn-Mg alloy

Natural parking time/d	I_{SSRT}/%
3	3.85
7	3.41
11	2.79
28	2.42

的应力腐蚀指数呈现下降趋势，但其下降趋势并不明显。这表明经自然时效后 Al-Zn-Mg 合金型材的抗应力腐蚀性能有所提高。

2.3 拉伸断口扫描电镜分析

不同自然时效天数后人工时效的 Al-Zn-Mg 合金型材慢应变速率拉伸断口扫描电镜照片如图 7 所示，图 7(a)、(c)、(e)、(g)所示为干燥空气条件下拉伸断口中部，图 7(b)、(d)、(f)、(h)所示为 3.5%NaCl 水溶液条件下拉伸断口边部。由图 7(a)、(c)、(e)可以看出，干燥空气条件下自然时效 3 d、7 d、11 d 的拉伸断口表面分布着大大小小的韧窝，断面上发生明显的塑性流动，有塑性撕裂脊线，属于典型的韧性断裂；且随自然时效天数的增加，断面韧窝变浅，表明合金的塑性降低；在经过 28 d 自然时效后(见图 7(g))，拉伸断口形貌出现脆性断裂的特征，断面韧窝大量减少，出现小台阶状花样(如图椭圆所示)，断口形貌仍以韧性断裂为主要特征，合金的强度与伸长率均有了大幅度的下降。由图 7(b)、(d)、(f)、(h)可以看出，在 3.5%NaCl 水溶液条件下应力腐蚀区的拉伸断口呈平滑的准解理形貌(如图箭头所示)，断口表面出现浅而平的腐蚀坑，边部平滑基本没有韧窝，只有少量塑性撕裂脊线，同时边缘处覆盖有腐蚀产物，表明合金在 3.5%NaCl 水溶液及拉应力条件下表面发生阳极溶解，具有 SCC 敏感性；自然时效 28 d 的断口(见图 7(h))表面还有较多的小台阶、孔洞与微裂纹，但其边部腐蚀产物较少，故其抗拉强度最低而抗应力腐蚀性能最好。

2.4 透射电镜分析

图 8 所示为不同自然时效天数后人工时效态的合金的 TEM 明场像。由图 8 可见，自然时效后的 Al-Zn-Mg 合金型材的晶界析出相均呈不连续状态分布，停放 3 d 后，合金的晶界析出相间距较小，随着停放天数的增加，合金的晶界析出相间距明显增大，同时，晶界析出相的尺寸也有所提高。对合金的晶界析出相尺寸及晶界无析出区(PFZ)宽度进行表格统计，结果如表 7 所示。由表 7 可见，经自然时效后在进行人工时效的 Al-Zn-Mg 合金型材晶界析出相尺寸变大，停放 28 d 时，晶界析出相尺寸由 11.16 nm 增大到 24.40 nm，其晶界无析出区宽度也相应的增大，由 80.37 nm 增大到 114.25 nm。

合金的强度由基体析出相的大小、数量和弥散度决定，而合金的抗应力腐蚀性能则取决于晶界析出相的尺寸与分布情况。Al-Zn-Mg 合金的强化机制为析出强化。随着自然停放时间的延长，合金中的析出相尺寸变大，而其弥散度降低，析出强化效果减弱，合金的强度明显下降。经人工时效后合金型材晶内析出相主要为 η'相与 η 相，晶界主要由 η 相($MgZn_2$)及无沉淀析出带(PFZ)组成。根据阳极溶解理论与氢脆理论，在腐蚀介质和一定的拉应力作用下电位更低的晶界析出相会作为阳极优先溶解，然后无沉淀析出带也可能发生阳极溶解[18]。而晶界析出相间距的增大可使应力腐蚀开裂阻力上升，缓解阳极溶解速度。同时，粗大的晶界析出相(η 相)可使氢原子易于富集形成氢分子逸出，降低氢脆，从而提高抗应力腐蚀性能[18]。在自然

时效过程中合金中析出 GP Ⅱ区，这些 GPⅡ区优先集中于晶界，在之后的人工时效时析出的 GP Ⅱ区将成为 η 相的优先形核区域，而生成的 η 相在随后的长时间时效过程中会发生粗化；晶界析出相粗大，析出相周围溶质贫化现象明显，无沉淀析出带宽化同时晶界析出相间距变大；粗大的晶界析出相与较大的晶界析出相间距则大大降低了合金的强度，但同时也提高应力腐蚀开裂的阻力，缓解阳极溶解速度，减少合金内氢脆现象，合金的抗应力腐蚀性能有所提高。慢应变速率拉伸试验结果也证明了这一点。

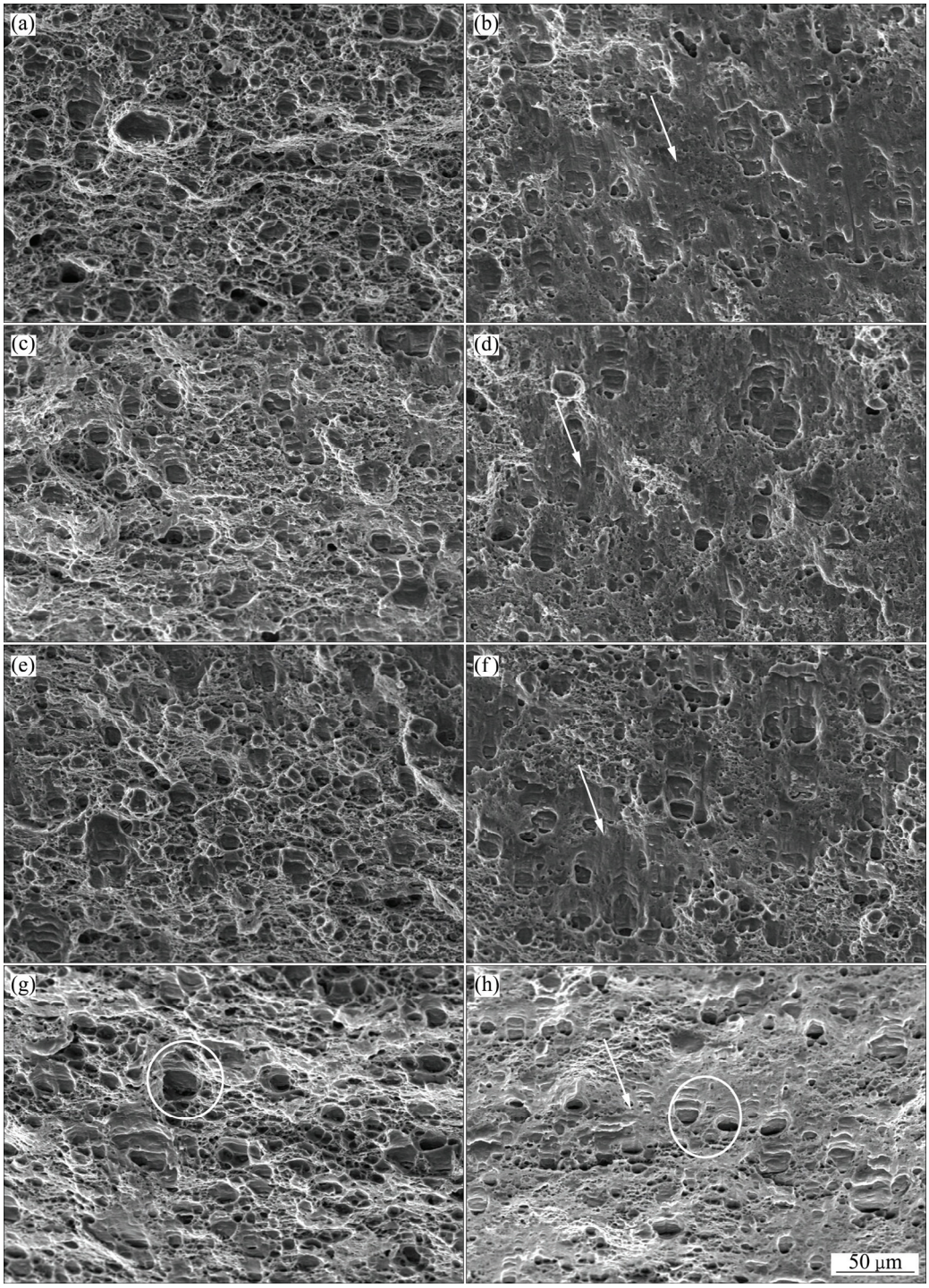

图 7　不同自然时效天数空气及 3.5%NaCl 条件下 Al-Zn-Mg 合金型材慢应变速率拉伸断口形貌

Fig. 7　Fracture surface morphologies of Al-Zn-Mg alloy by SSRT testing in dry air and 3.5%NaCl water solution: (a) 3 d, dry air; (b)3 d, 3.5%NaCl water solution; (c) 7 d, dry air; (d) 7 d, 3.5%NaCl water solution; (e) 11 d, dry air; (f) 11 d, 3.5%NaCl water solution; (g) 28 d, dry air; (h) 28 d, 3.5%NaCl water solution

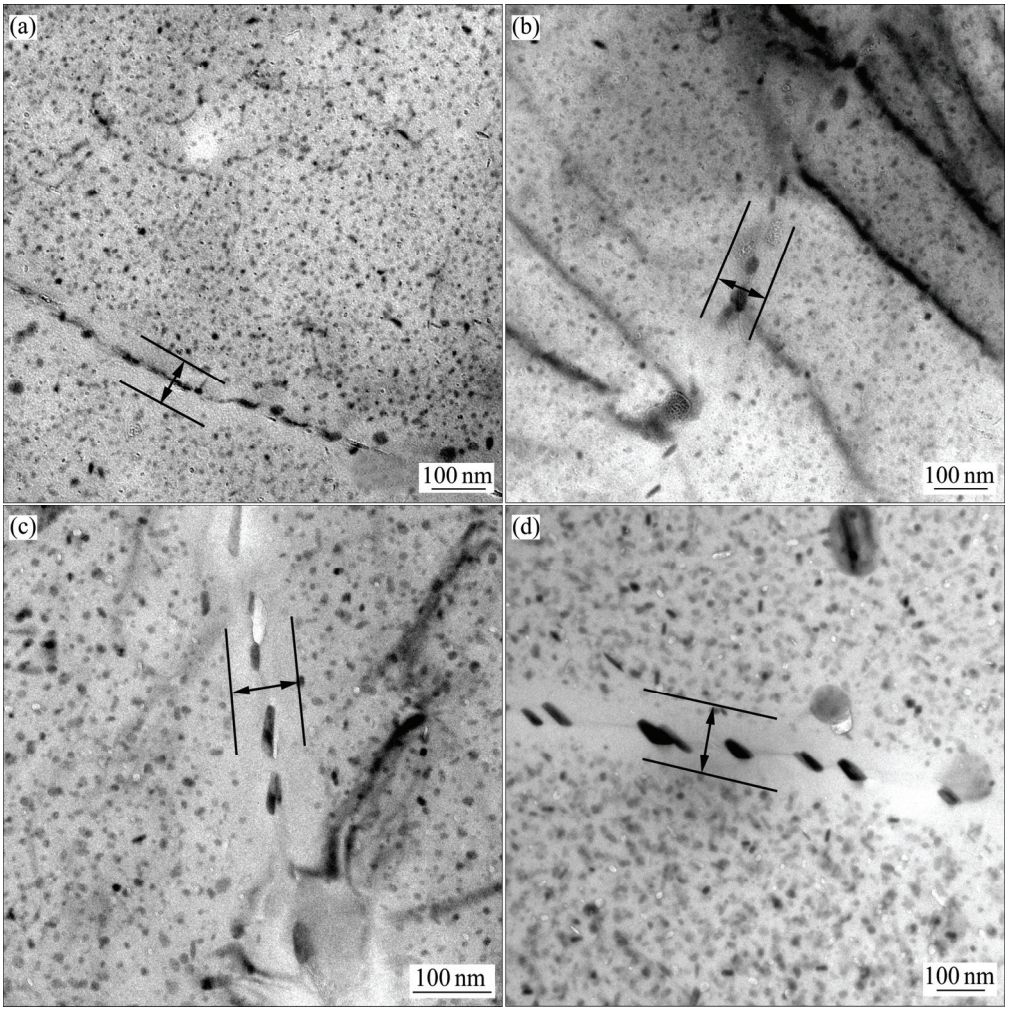

图 8 不同自然时效时间 Al-Zn-Mg 合金型材 TEM 明场像

Fig. 8 TEM bright filed images of Al-Zn-Mg alloy after different natural aging time: (a) 3 d; (b) 7 d; (c) 11 d; (d) 28 d

表 7 不同自然时效时间下 Al-Zn-Mg 合金型材析出相尺寸及 PFZ 宽度统计分布

Table 7 Size of grain boundary precipitates and PFZ in Al-Zn-Mg alloy after different natural aging time

Natural aging time/d	Grain boundary precipitates/nm	PFZ/ nm
3	11.16	80.37
7	14.78	84.23
11	14.87	86.90
28	24.40	114.25

3 结论

1) 经自然时效后，Al-Zn-Mg 合金型材电导率下降，停放 28 d 后达到稳定，稳定后合金内外表层电导率(IACS)分别为 32.20%、31.50%。

2) 经自然时效后人工时效的 Al-Zn-Mg 合金型材抗拉强度大幅度下降，与停放 3 d 相比，停放 28 d 的 Al-Zn-Mg 合金型材抗拉强度降幅达 46 MPa，但其抗应力腐蚀性能有所提高。

3) 在自然时效阶段，Al-Zn-Mg 合金型材中晶界析出相尺寸变粗大，相间距增加，无沉淀析出带(PFZ)宽化；合金强度显著下降，但合金的应力腐蚀开裂的阻力提高，合金的抗应力腐蚀性能有所提高。

REFERENCES

[1] 汪明朴, 王志伟, 王正安, 李 周, 伊志民, 彭志辉, 刘静安, 孙熙南, 朱鸣峰, 黄 平, 唐 剑. 地铁列车用 7005 铝合金力学性能及微观结构分析[J].中国有色金属学报, 2001, 11(6): 1069−1073.

WANG Ming-pu, WANG Zhi-wei, WANG Zheng-an, LI Zhou, YIN Zhi-min, PENG Zhi-hui, LIU Jing-an, SUN Xi-nan, ZHU Ming-feng, YAN Chun-mei, HUANG Ping, TANG Jian. Mechanical properties and microscopic structure analysis of 7005 alloys employed in underground railway trains[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2001, 11(6): 1069−1073.

[2] 王正安, 汪明朴, 李　周, 杨文超, 肖从文. 轨道交通车辆大型用 7005 铝合金热处理特性[J]. 中国有色金属学报, 2010, 20(6): 1110−1115.
WANG Zheng-an, WANG Ming-pu, LI Zhou, YANG Wen-chao, XIAO Cong-wen. Heat treatment characteristic of 7005 Al alloy employed in railway trains[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2010, 20(6): 1110−1115.

[3] 金龙兵, 赵　刚, 冯正海, 路丽英. 高速列车用中强可焊 Al-Zn-Mg 合金材料[J]. 轻合金加工技术, 2010, 38(12): 47−51.
JIN Long-bing, ZHAO Gang, FENG Zheng-hai, LIU Li-ying. Weld-able moderate strength Al-Zn-Mg alloy used for high speed train[J]. Light Alloy Fabrication Technology, 2010, 38(12): 47−51.

[4] 曾世宝, 叶凌英, 刘胜胆, 邬沛卿, 单朝军, 邓运来, 张新明. 均匀化升温速率对 7N01 铝合金组织与力学性能的影响[J]. 中国有色金属学报, 2014, 24(9): 2228−2234.
ZENG Shi-bao, YE Ling-ying, LIU Sheng-dan, WU Pei-qing, SHAN Chao-jun, DENG Yun-lai, ZHANG Xing-ming. Effect of homogenization heating rate on microstructure and mechanical properties of 7N01 aluminum alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2014, 24(9): 2228−2234.

[5] 杨　涛, 叶凌英, 刘胜胆, 邓运来, 张新明. 预时效对 7N01 铝合金微观组织和应力腐蚀性能的影响[C]// 第十一次全国热处理大会论文集. 太原: 金属热处理大会, 2015: 298−305.
YANG Tao, YE Ling-ying, LIU Sheng-dan, DENG Yun-lai, ZHANG Xin-ming. Effects of pre-aging on the microstructures and stress corrosion resistances of 7N01 aluminium alloy[C]// Taiyuan: Heat Treatment of Metals, 2015: 298−305.

[6] 祁　星, 宋仁国, 王　超. 阴极极化对 7050 铝合金应力腐蚀行为的影响[J]. 中国有色金属学报, 2014, 24(3): 631−636.
QI Xing, SONG Ren-guo, WANG Chao. Effect of cathodic polarization on stress corrosion behavior of 7050 aluminum[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2014, 24(3): 631−636.

[7] DIXIT M, MISHRA R S, SANKARAN K K. Structure–property correlations in Al 7050 and Al 7055 high-strength aluminum alloys[J]. Material Science and Engineering A, 2008, 478: 163−172.

[8] LU Y H, CHEN Z R, ZHU X F. SCC behavior of austenitic stainless steel Z3CN20-09M in high temperature water[J]. Materials Science and Technology, 2014, 30(15): 1944−1950.

[9] 朱东晖, 陈江华, 刘春辉, 黄昌军, 王时豪, 陈　敬, 顾　媛. Al-Mg-Si 与 Al-Zn-Mg 合金异质焊接接头力学性能和微观结构的关系[J]. 中国有色金属学报, 2014, 24(2): 293−301.
ZHU Dong-hui, CHEN Jiang-hua, LIU Chun-hui, HUANG Chang-jun, WANG Shi-hao, CHEN Jing, GU Yuan. Relationship between mechanical properties and microstructure of Al-Mg-Si and Al-Zn-Mg dissimilar welded joint[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2014, 24(2): 293−301.

[10] HEINZ A, HASZLER A, KEIDEL C, MOLDENHAUER S, BENEDICTUS R, MILLER W S. Recent development in aluminum alloys for aerospace applications[J]. Materials Science and Engineering A, 2000, 280(1): 102−107.

[11] CHEN Kang-hua, HUANG Lan-ping. Strengthening toughening of 7××× series high strength aluminum alloys by heat treatment[J]. Transaction of Nonferrous Metals Society of China, 2003, 13(3): 484−494.

[12] 闫德俊, 刘雪松, 方洪渊, 赵华生, 彭爱林, 杨建国, 张　健. 高速列车用高强铝合金焊接接头疲劳裂纹的扩展特性[J]. 中国有色金属学报, 2012, 22(12): 3313−3319.
YAN De-jun, LIU Xue-song, FANG Hong-yuan, ZHAO Hua-sheng, PENG Ai-lin, YANG Jian-guo, ZHANG Jian. Fatigue crack propagation characteristics of high strength aluminum alloy welded joint used by high speed train[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2012, 22(12): 3313−3319.

[13] 韩念梅, 张新明, 刘胜胆, 宋丰轩. 预拉伸对 7050 铝合金断裂韧性的影响[J]. 中国有色金属学报, 2010, 20(11): 2088−2093.
HAN Nian-mei, ZHANG Xin-ming, LIU Sheng-dan, SONG Feng-xuan. Effects of prestretching on fracture toughness of 7050 aluminum alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2010, 20(11): 2088−2093.

[14] BROWN M H. Three-steep aging to obtain high strength and corrosion resistance in Al-Zn-Mg-Cu alloys. US 4477292[P]. 1984−10−16.

[15] BROWN M H. Aluminum alloy product having improved combinations of strength and corrosion properties and method for producing the same. US 4863528[P]. 1989−09−05.

[16] 张建波, 张永安, 何振波, 金龙兵, 朱宝宏, 李志辉. 自然时效对 7N01 铝合金组织和性能的影响[J]. 稀有金属, 2012, 36(2): 191−195.
ZHANG Jian-bo, ZHANG Yong-an, HE Zhen-bo, JIN Long-bing, ZHU Bao-hong, LI Zhi-hui. Effect of natural aging on properties and microstructure of 7N01 aluminum alloys[J]. Chinese Journal of Rare Metals, 2012, 36(2): 191−195.

[17] 张新明, 李慧中, 陈明安, 梁霄鹏, 李　洲, 贾寓真. 热处理对 2519 铝合金应力腐蚀开裂敏感性的影响[J]. 中国有色金属学报, 2006, 16(10): 1743−1748.
ZHANG Xin-ming, LI Hui-zhong, CHENG Ming-an, LIANG Xiao-peng, LI Zhou, JIA Yu-zhen. Effect of heat treatment on stress corrosion cracking susceptibility of aluminum alloy 2519[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2006, 16(10): 1743−1748.

[18] 黄兰萍, 陈康华, 李 松, 刘红卫. 高温预析出对 Al-Zn-Mg 铝合金组织、力学性能和应力腐蚀性能的影响[J]. 中国有色金属学报, 2005, 15(5): 727−733.
HUANG Lan-ping, CHENG Kang-hua, LI Song, LIU Hong-wei. Effect of high-temperature pre-precipitation on microstructure, mechanical property and stress corrosion cracking of Al-Zn-Mg aluminum alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2005, 15(5): 727−733.

Effect of natural aging time on stress corrosion cracking of aluminum alloy

QIAN Peng-wei[1, 3], DENG Yun-lai[1, 2, 3], ZHANG Zhen[1, 3], ZHAO Long[2, 3], TANG Hong-yuan[2, 3], YE Ling-ying[2, 3]

(1. Light Alloy Research Institute, Central South University, Changsha 410083, China;
2. School of Material Science and Engineering, Central South University, Changsha 410083, China;
3. Nonferrous Metal Oriented Advanced Structural Materials and Manufacturing Cooperative Innovation Center, Central South University, Changsha 410083, China)

Abstract: The effect of natural aging time on stress corrosion cracking of aluminum alloy was investigated by means of electrical conductivity and slow rate tension testing (SSRT). The changing mechanism was analyzed by scanning electron microcopy (SEM) and transmission electron microcopy (TEM). The results show that the electrical conductivity of alloy decreases during natural aging time at room temperature and reaches a stable value after natural aging about 28 d. The electrical conductivities of different surfaces of alloy are 32.2(IACS)% and 31.5(IACS)%, respectively. The stress corrosion cracking resistance can be improved after natural aging time at room temperature. The strength decreases sharply. The grain boundary precipitates distribute coarsely and sparsely after natural aging time about 28 d. The precipitate free zone (PFZ) width becomes broaden, and the alloy possesses the best resistance to SCC.

Key words: Al-Zn-Mg aluminum alloy; room temperature parking; electrical conductivity; mechanical property; stress corrosion cracking

Foundation item: Project(2016YFB0300901) supported by National Key Research and Development Programs of China; Project(2012CB619500) supported by the National Basic Research Development Program of China; Project(51375503) supported by the National Natural Science Foundation of China

Received date: 2016-07-15; **Accepted date:** 2016-12-07

Corresponding author: DENG Yun-lai; Tel: +86-13873152095；E-mail: dengylcsu@126.com

(编辑 李艳红)