



# 腐蚀条件对 Al-Zn-Mg 铝合金强韧性能的影响

肖 涛<sup>1,2</sup>, 林化强<sup>3</sup>, 叶凌英<sup>2</sup>, 孙 琳<sup>3</sup>, 邓运来<sup>1,2</sup>

1. 中南大学 轻合金研究院, 长沙 410083;
2. 中南大学 有色金属材料与工程教育部重点实验室, 长沙 410083;
3. 南车青岛四方机车车辆股份有限公司, 青岛 266000

**摘 要:** 采用硬度、电导率、拉伸和卡恩撕裂性能测试, 结合差示扫描量热法(DSC)、金相显微镜(OM)、扫描电镜(SEM)和透射电镜(TEM)研究不同腐蚀条件对 Al-Zn-Mg 铝合金强韧性能的影响。结果表明: 经(25 °C, 3.5%NaCl; 50 °C, 3.5%NaCl; 100 °C, 3.5%NaCl; 25 °C, 6%NaCl)腐蚀液浸泡后, 材料的强度受腐蚀液温度和浓度的影响, 随着 3.5%NaCl 腐蚀液温度的升高, 材料的强度呈现一种先降低后升高的趋势, 相对于未腐蚀材料, 当温度从 50 °C 变化到 100 °C 时, 3.5%NaCl 腐蚀液浸泡后的材料强度上升比较明显, 为 11.51 MPa; 当温度为 25 °C 时, 6%NaCl 腐蚀液中材料强度下降较大为 10.25 MPa; 材料的韧性则随着腐蚀液温度、浓度的升高而降低; 经(100 °C, 3.5%NaCl)腐蚀液浸泡后, 材料的韧性与未腐蚀材料有明显差别, 韧性值下降 10.4%, 挤压方向与垂直挤压方向的韧性差值由原来的 13.4 N/mm 增大为 32.4 N/mm。

**关键词:** Al-Zn-Mg 铝合金; 腐蚀; 强度; 韧性

**中图分类号:** TG146.21

**文献标志码:** A

近年来, 随着轻轨的高速发展, 铝合金除不但具有密度低、耐蚀性能高等优点, 广泛应用于轨道车辆, 因而采用铝合金代替钢铁材料以减轻车体质量, 提升列车运行速率, 对铝合金的需求量逐步增加。Al-Zn-Mg 铝合金不但具有良好的挤压性能, 且具有优良的焊接性能, 是理想的中强可焊接结构材料, 广泛应用于制造铁道和地铁列车及大型汽车用大型薄壁高精度复杂实心型材和空心型材<sup>[1-5]</sup>。材料的强度和韧性作为评价材料力学性能的重要指标, 而通常情况下, 材料获得较高韧性是以牺牲较高强度值为前提, 7××× 铝合金在强度和韧性间表现出良好的结合, 其中的 Al-Zn-Mg 挤压型材作为高铁的主承力构件对列车的使用寿命和安全至关重要, 因而对 Al-Zn-Mg 强韧性的研究具有重要的工程实际意义<sup>[6-8]</sup>。

前人对强韧性的研究较为多见, 而各种腐蚀环境服役后强韧性能的变化研究鲜见报道, Al-Zn-Mg 铝合金零部件服役年限从几年到几百年不等, 许多服役件在承载过程中发生失效断裂会造成大量的财力损失和人员伤亡, 因而, 服役腐蚀环境对材料的性能的影响值得关注, 由于南北温度的差异以及东西部腐蚀环境的不同, Al-Zn-Mg 挤压型材会遭受各种环境的腐蚀, 不同的温度下材料微观析出相将会发生改变, 此

外, 材料的表面状况将会发生改变, 因而材料的强韧性能将发生很大的变化, 使得材料在较低的承载服役过程中发生失效断裂。UNGÁR 等<sup>[9]</sup>的研究表明: 在低温下的时效过程当中, 主要生成细小 GP 区, 在当时效温度为 80~100 °C 时, GP 区的体积分数与时间呈线性增长关系, 主要是 GP 区的长大, 而  $\eta'$  和  $\eta$  相在 100~160 °C 范围内才开始形成。冯迪等<sup>[10-11]</sup>认为时效析出动力较大时, 在 65 °C 以上温度就存在  $\eta'$  相的析出; 材料表面状况的优劣会影响材料的承载能力, 在表面状况较差的部位裂纹容易萌生和扩展, 使得材料在较低的承载条件下发生失稳断裂。本文作者探明不同模拟环境腐蚀条件下 Al-Zn-Mg 型材强度、韧性与多相组织演化之间的规律, 以及该材料的表面腐蚀状况对强度、韧性的影响, 为制备 Al-Zn-Mg 铝合金生产工艺提供建议, 并为 Al-Zn-Mg 铝合金的研究和开发提供理论依据与实践数据。

## 1 实验

### 1.1 实验材料

实验材料为 T5 态 Al-Zn-Mg 铝合金型材, 样品基

基金项目: 国家重点基础研究发展计划资助项目(2012CB619500)

收稿日期: 2015-11-10; 修订日期: 2016-04-12

通信作者: 邓运来, 教授, 博士; 电话: 13873152095; E-mail: luckdeng@csu.edu.cn

基础坐标系为挤压方向(ED)、垂直挤压方向(TD)两个相互垂直的方向定义,其主要成分为 Al-4.5Zn-1.3Mg-0.2Cu(质量分数, %),成分和牌号为 7020、7005、7N01、7A05 等铝合金成分相近。

## 1.2 实验方法

实验所用不同温度梯度(25、50、100 °C)和不同浓度梯度(3.5%NaCl、6%NaCl(质量分数))水溶液模拟不同的腐蚀环境,将加工好的试样在模拟腐蚀环境中浸泡 7 d,之后进行相关的组织和性能测试,实验用常温拉伸强度、撕裂强度(TS)表征材料的强度,本研究中材料强度受到材料本身强度和材料表面状况综合影响,因而在本实验中可表征材料强度和腐蚀性能综合作用的参量;材料的单位面积形核功值(UIE)和材料通过 CT 实验所测得的  $K_Q^2$  值存在一种正相关的对应关系,因而,采用卡恩撕裂实验结果中的单位面积形核功 (UIE) 表征试样对缺口形成和扩展抗力参量,从某种程度上反映了材料的断裂韧性<sup>[6]</sup>。

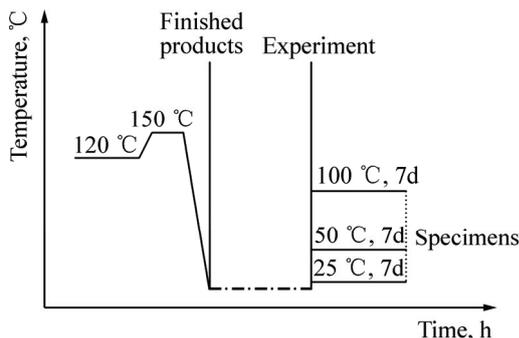


图 1 时效机理示意图

Fig. 1 Schematic diagram of aging mechanism

将腐蚀后和未腐蚀的试样在 HV5 硬度计上进行硬度测试,载荷为 29.4 N,加载时间 15 s,结果所测硬度值为 5 个点去掉最大最小值后 3 个点的平均值,单位为 HV;将实验样品在 7501 用涡流电导仪测上进行电导率测试,结果所测电导率值为 5 个点去掉最大最小值后 3 个点的平均值,单位为%(IACS);将未腐蚀和各种腐蚀环境下样品分别在 CSS-44100 型号拉伸试验机、RWS50 电子蠕变试验机上分别进行拉伸和卡恩撕裂性能测试实验,材料分别从沿挤压方向和垂直挤压方向取样,平行试样设置为 3 个;扫描电子显微镜用 FEI-Quanta 扫描电镜及其能谱仪附件对表面形貌扫描观察与分析;用 TECNAI G220 型透射电镜进行透射电子显微分析,加速电压为 200kV,透射电镜样品直径为 3 mm,厚度 80  $\mu\text{m}$ ,双喷减薄液为硝酸+甲醇的混合液,硝酸与甲醇的体积比为 2:8,温度控制在

-25~-35 °C 之间,电压为 15~20 V。

## 2 实验结果

### 2.1 硬度和电导率

硬度和电导率主要受温度因子影响,表 1 所列为未腐蚀材料和处在不同腐蚀条件下材料的硬度和电导率变化。从表 1 数据的规律可看出,材料的硬度随着腐蚀液温度的升高呈现一种先降低后升高的趋势,相对于 50 °C 腐蚀液,在 100 °C 腐蚀液中浸泡 7 d 后,材料硬度上升 4.66HV;电导率则随着温度的升高总体上呈现一种上升的趋势,未腐蚀试样、25 和 50 °C 腐蚀液浸泡后试样电导率比较可知,在 50 °C 温度下浸泡后材料的电导率出现了相对较大程度的提升约为 1%(IACS),100 °C 相对于 50 °C 下的电导率略有上升。

### 2.2 常温拉伸实验

常温拉伸强度值和硬度变化趋势一致,材料的沿挤压方向和垂直挤压方向抗拉强度都随着浸泡温度的升高呈现一种先降低后升高的变化规律,沿挤压方向材料相对于垂直挤压方向材料抗拉强度略高。从挤压方向分析,相比于未腐蚀材料,抗拉强度在 50 °C 腐蚀液浸泡后下降 6.03 MPa,而在 100 °C 温度下则升高 5.48 MPa。由此可以看出,相对于 50 °C 腐蚀液,在 100 °C 腐蚀液中浸泡 7 d 后,型材抗拉强度上升比较明显为 11.51 MPa;相对于(25 °C, 3.5%NaCl)腐蚀液,在(25 °C, 6%NaCl)腐蚀液中浸泡 7d 后,材料的强度下降幅度较大,为 10.25 MPa。

### 2.3 卡恩撕裂实验

图 2 所示为不同腐蚀环境中材料卡恩撕裂实验结果。对比未腐蚀材料,经过腐蚀后的材料撕裂强度(TS)和单位面积形核功(UIE)出现不同程度的降低,挤压方向相对于垂直挤压方向的撕裂强度和撕裂韧性较好,经过腐蚀后挤压方向(ED)与垂直挤压方向(TD)单位裂纹形核功差值由原来的 13.4 N/mm 增大为 32.4 N/mm。随着温度的升高材料的撕裂强度和抗拉强度一样呈现一种先下降后上升的趋势;单位面积形核功随着温度的升高逐渐下降,在 100 °C 的腐蚀液腐蚀作用下单位面积形核功相对于未腐蚀试样下降幅度相对较大为 40.8 N/mm,下降了 10.4%。(25 °C, 3.5%NaCl)和(25 °C, 6%NaCl)腐蚀液浸泡后的材料的变化规律可以看到,较高腐蚀液浓度将会降低材料的撕裂强度和单位面积形核功,相比较 3.5%NaCl 各种温度条件下的

卡恩撕裂强度, 经过 6% 浓度腐蚀液浸泡 7 d 后, 材料的撕裂强度更低, 相对于(25 °C, 3.5%NaCl)溶液中浸泡后材料, 在(25 °C, 6%NaCl)腐蚀液中浸泡后的材料的沿挤压方向单位面积形核功值下降 17.9 N/mm。

### 2.4 表面腐蚀形貌

图 3 所示为试样在不同温度盐水中浸泡 7 d 后的几种典型表面腐蚀形貌及能谱分析, 其中亮色粒子相对于较暗的基体的原子序数相对较高。图 3(a)中可

表 1 不同腐蚀条件下性能的变化

Table 1 Changes of materials properties under different corrosion conditions

Corrosion condition	Hardness, HV	Electrical conductivity (IACS)/%	$R_{m,ED}/MPa$	$R_{m,TD}/MPa$
Without corrosion	123.21	33.16	387.67	383.69
25 °C, 3.5%NaCl	123.07	33.07	387.36	385.69
25 °C, 6%NaCl	123.03	33.09	377.42	373.13
50 °C, 3.5%NaCl	121.34	33.99	381.64	379.89
100 °C, 3.5%NaCl	126.00	34.01	393.15	390.24

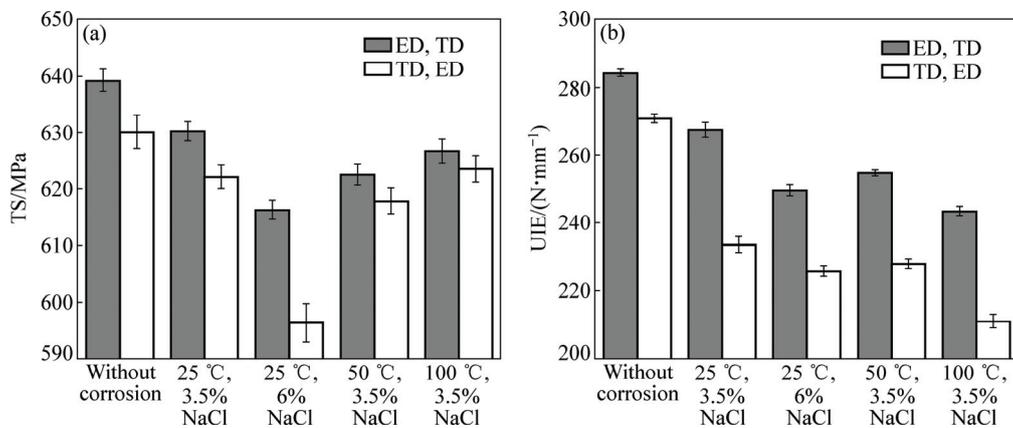


图 2 不同腐蚀条件下材料卡恩撕裂性能的变化

Fig. 2 Changes of Kahn tear properties of materials under different corrosion conditions: (a) TS; (b) UIE

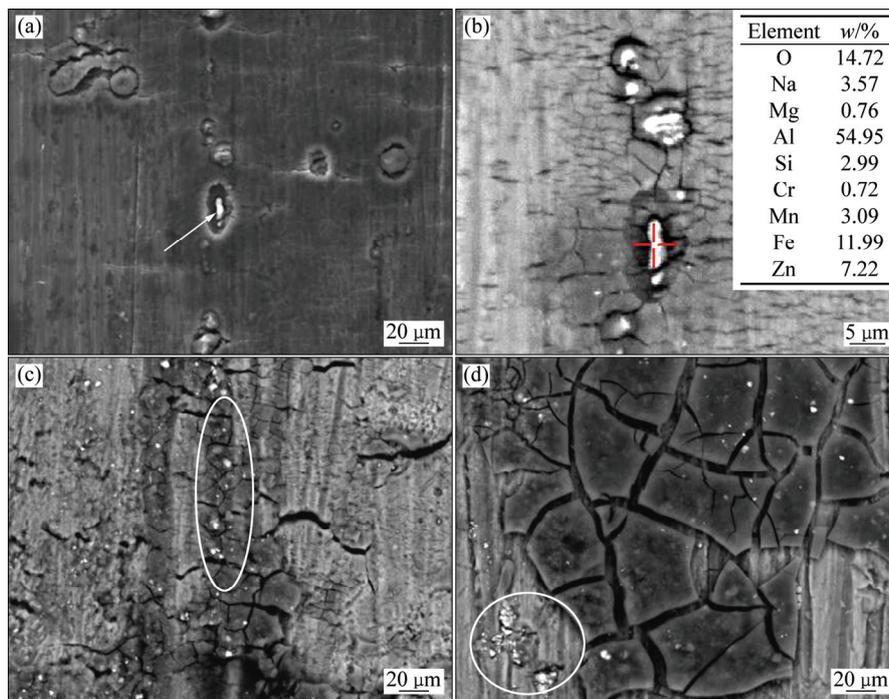


图 3 材料典型的表面腐蚀形貌

Fig. 3 Typical surface corrosion morphologies of material: (a) Discrete pitting striated morphology; (b) Spectrum analysis from phase shown in Fig. (a); (c) Strip striated morphology; (d) Mud striated morphology

看到许多细小的点蚀坑,坑与坑之间的间距相对较大;图 3(b)是图 3(a)的局部放大图,对其中的亮色粒子进行能谱分析,发现其主要成分为 Al、O、Zn、Fe、Si、Mn 元素。图 3(c)中可以看到亮色粒子呈条带状分布;图 3(d)为腐蚀后形成腐蚀产物,呈现泥纹状。图 3(a)

中所示腐蚀形貌在低温低浓度腐蚀液中浸泡后的材料表面较为多见,而图 3(d)中所示腐蚀形貌更多出现在高温、高浓度的腐蚀液浸泡后的材料表面。

图 4 所示分别为试样在(25、50、100 °C)的(3.5%NaCl、6%NaCl)溶液中典型表面腐蚀形貌。在

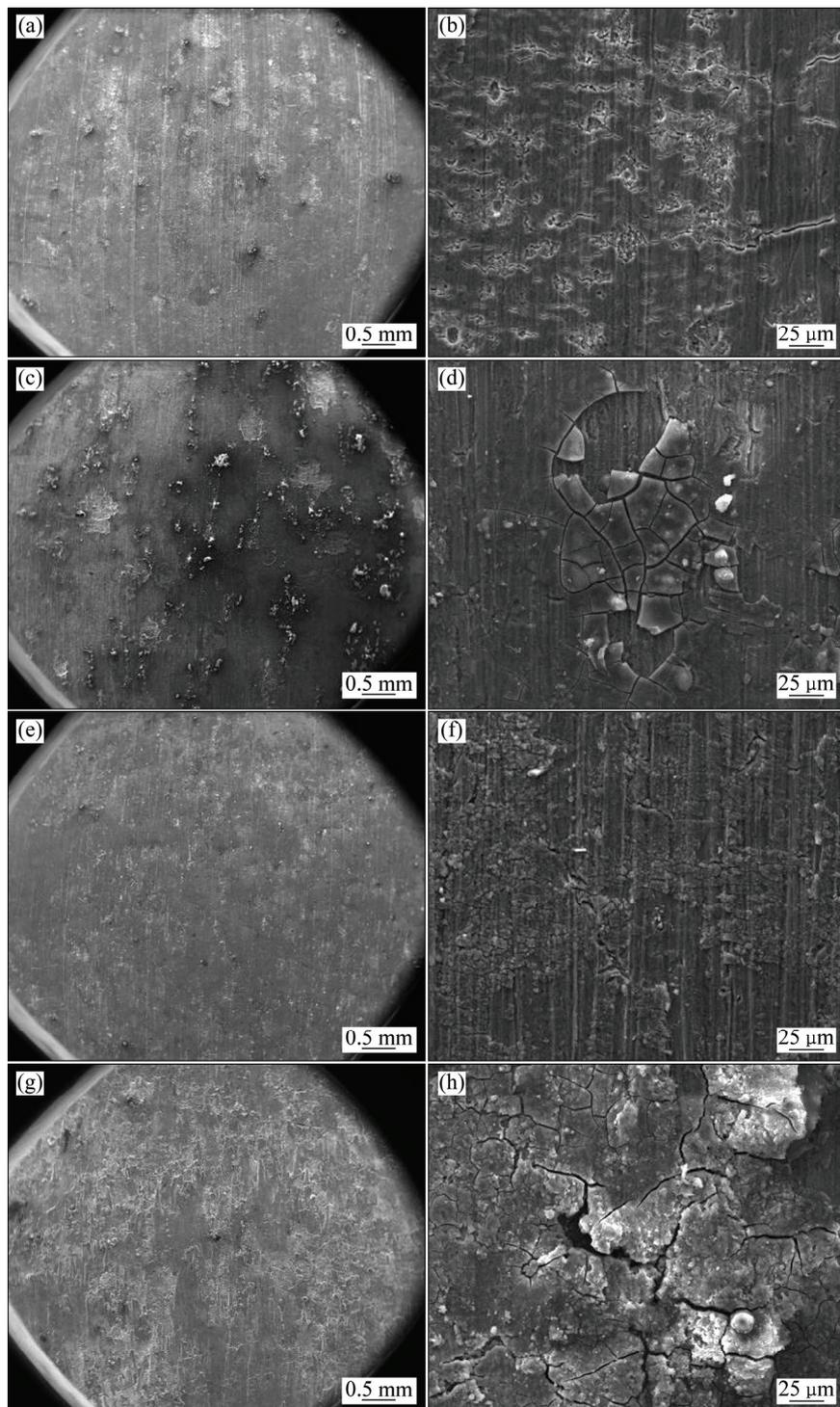


图 4 不同腐蚀条件下材料表面腐蚀形貌

**Fig. 4** Surface corrosion morphologies of material under different corrosion conditions: (a), (b) (25 °C, 3.5%NaCl); (c), (d) (25 °C, 6%NaCl); (e), (f) (50 °C, 3.5%NaCl); (g), (h) (100 °C, 3.5%NaCl)

(25 °C, 3.5%NaCl)环境中,从低倍图片上可以看到挤压条纹,表面上亮色的腐蚀产物较少(见图4(a));从放大的图片可以看到,表面上可以看到大量细小的腐蚀坑,腐蚀坑的深度较小,坑与坑之间的距离相对较大(见图4(b))。在(25 °C, 6%NaCl)溶液中,材料表面基本看不到挤压的条纹,产生了较多亮色的腐蚀产物,部分脱落留下了腐蚀坑,其边缘为干裂的泥块状腐蚀产物,如图4(c)和(d)所示。材料在(50 °C, 3.5%NaCl)溶液中腐蚀7 d后,材料表面仍然能看到部分挤压条纹,这说明在该种溶液中材料的腐蚀深度不大,如图4(e)和(f)所示。在(100 °C, 3.5%NaCl)溶液中腐蚀7 d后,已经看不到挤压的条纹,表面全部被腐蚀产物所

覆盖,且部分区域的腐蚀产物剥落较为严重,可见已经腐蚀到了材料的深处,腐蚀产物的体积较基体材料更大,腐蚀产物之间已经出现了部分裂纹,如图4(g)和(h)所示。

### 3 分析与讨论

#### 3.1 显微组织分析

Al-Zn-Mg 系铝合金是一种可热处理强化型铝合金,时效主要是达到沉淀强化的目的。图5所示为试样的显微组织。根据图5(a)、(b)、(c)分析可知,晶粒

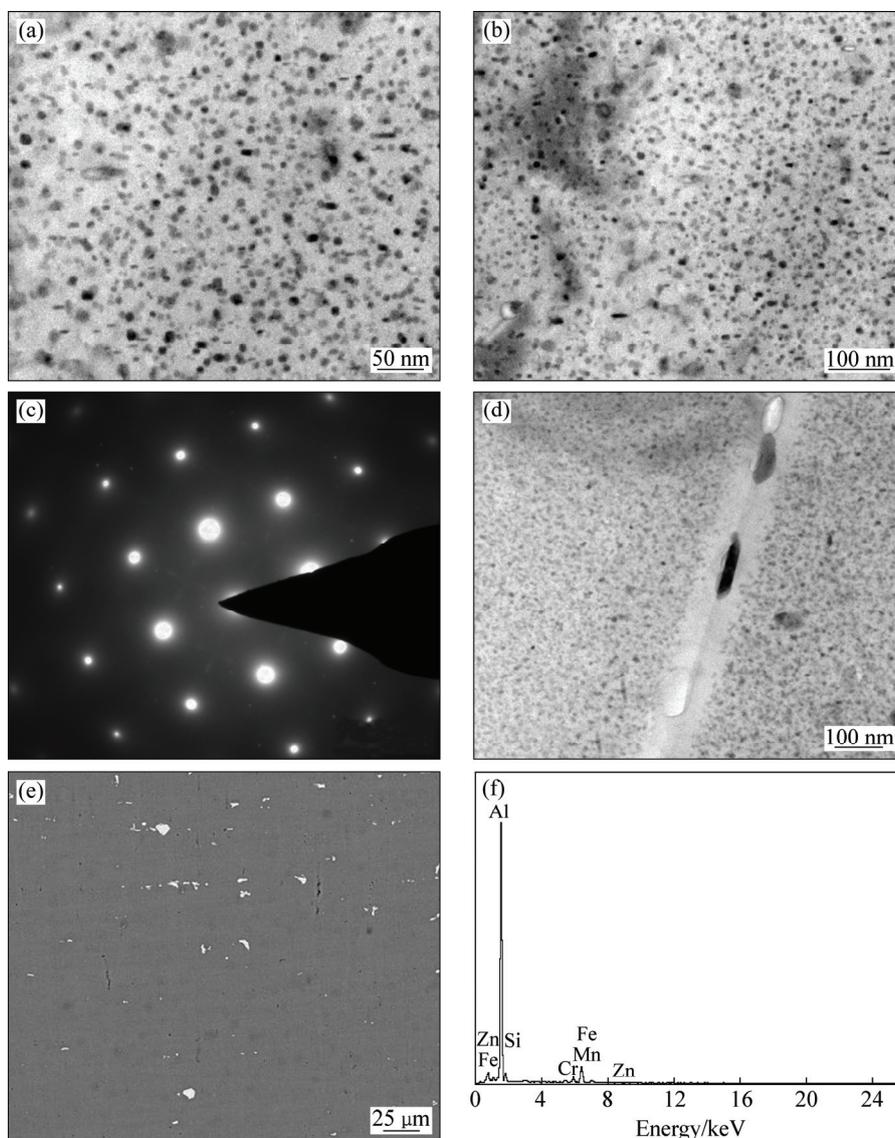


图5 Al-Zn-Mg 铝合金的显微组织

**Fig. 5** Microstructures of Al-Zn-Mg aluminum alloys: (a) TEM microstructures of free-corrosive material in grain (a); TEM microstructures of free-corrosive material near grain boundaries (d); (b) TEM microstructures of material soaked in (100 °C, 3.5%NaCl) etching solution; (c) SEAD patterns of material in [001] projection; (e) SEM microstructures; (f) Spectrum analysis from phase shown in Fig. (e)

内部分析出相的尺寸大小不均,晶内组织中可以清楚的看到T5态7×××铝合金材料中常见的 $\eta'$ 相。从图5(d)可以清楚的看到,晶界相的尺寸较大,呈现不连续分布,很明显,这种型材材料处于一种人工过时效状态<sup>[12-16]</sup>。图5(e)所示材料的扫描组织,和图(3)相对应,可以看到呈点状、条带状、和大块状分布的第二相分别如图3(a)、(c)、(d)所示,对这些第二相进行能谱分析如图5(f)所示,为含Fe、Mn、Si的第二相粒子。图6所示为未腐蚀试样5℃/min升温速率下的DSC曲线。由DSC曲线中可以看到A、C、E 3个吸热峰,这3个吸热峰分别代表GP区、 $\eta'$ 、 $\eta$ 相的回溶。放热峰B、D代表 $\eta'$ 、 $\eta$ 相的形成,A峰代表小尺寸GP区的回溶,而小尺寸GP区形成于双级时效出厂后和实验前的自然停放过程当中,分析可知,材料在双级时效后自然时效仍然具有时效析出动力,从放大的图6(b)可以看到吸热峰A出现在90~100℃的温度区间,细小的GP区作为沉淀强化相,它的溶解使得材料在50℃温度下硬度值相对较低。在100℃下硬度则出现了提升,

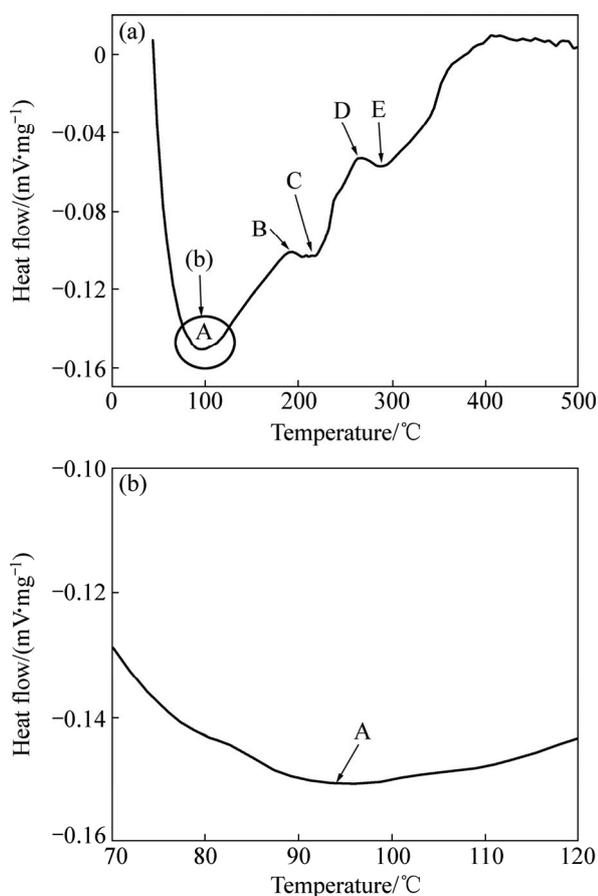


图6 未腐蚀 Al-Zn-Mg 铝合金在 5℃/min 升温速率下的 DSC 曲线

Fig. 6 DSC curves of free-corrosive Al-Zn-Mg aluminum alloys measured at heating rates of 5℃/min

根据冯迪等<sup>[16]</sup>的结论,在时效析出动力较大时,在65℃以上温度也存在 $\eta'$ 相的析出,在较高的100℃温度下,小尺寸GP区溶解的同时,部分GP区则发生了长大,在长时间的保温环境下,这些长大的GP区这就为 $\eta'$ 相的析出提供了有利条件, $\eta'$ 相作为Al-Zn-Mg系铝合金的重要强化相,它的析出将大大提升材料的硬度、强度。图5(b)相对于图5(a)具有更密集的 $\eta'$ 相。材料的电导率在50℃温度下较高,这也解释的GP区的变化规律,根据张建波等<sup>[12]</sup>的结论,由于GP区为与基体共格的析出相,它的形成会产生畸变能,使得对电子反射能力增加,因而其电导率下降。在50℃温度下部分小尺寸的GP区的回溶会导致电导率升高;在100℃下除了有小尺寸GP区回溶、固溶度的下降使得电导率升高外,GP区形成非共格 $\eta'$ 相,非共格相的析出会导致材料的畸变能降低电导率升高,而大尺寸GP区的长大导致电导率降低,经100℃溶液浸泡后,材料电导率受这些因素的综合作用。

根据材料的生产工艺和实验操作条件可以分析材料时效析出机制如图1所示,即材料经过120℃和150℃的双级时效后空冷淬火,这种空冷淬火效应仍然具有一定的固溶效果,之后在自然环境下停放一段时间,未进行加工和进一步的服役处理(相当于一种自然时效)。在实验提供的25、50、100℃的盐水浸泡7d相当于对材料进行一种后续的三级时效处理,在第三级的时效下仍然有沉淀相的析出与溶解变化。

### 3.2 性能变化规律分析

在本实验中,在3.5%NaCl溶液中浸泡后,Al-Zn-Mg铝合金在50℃环境中相对于25℃环境中浸泡7d后硬度降低,100℃下,材料硬度上升比较明显,常温拉伸抗拉强度和卡恩撕裂强度的变化规律和硬度变化趋势一致。从图2(a)中可以看到,材料在(25℃,3.5%NaCl)环境中,低于未腐蚀环境中的撕裂强度值,由于材料的强度除了受第二相强化机制外还受试样表面状况的影响,在较高的50℃温度下,小尺寸的GP区的溶解会造成材料的强度降低,此外材料在腐蚀浸泡形成的腐蚀坑会降低材料的承载面积并导致晶界腐蚀弱化<sup>[17-18]</sup>,裂纹容易在腐蚀坑的底部薄弱的晶界萌生和扩展,从而降低抗拉强度 $R_m$ 值,使得材料在更低的加载应力下发生失效断裂,如图7(a)和(b)所示;在100℃温度下材料的表面状况很差,却由于 $\eta'$ 强化相的析出,材料的强度值反而升高。

材料的断裂韧性会受到粗大第二相和无沉淀析出带(PFZ)的影响,粗大的结晶第二相容易受到应力集中,在外界加载应力的作用下裂纹容易在这些粗大第

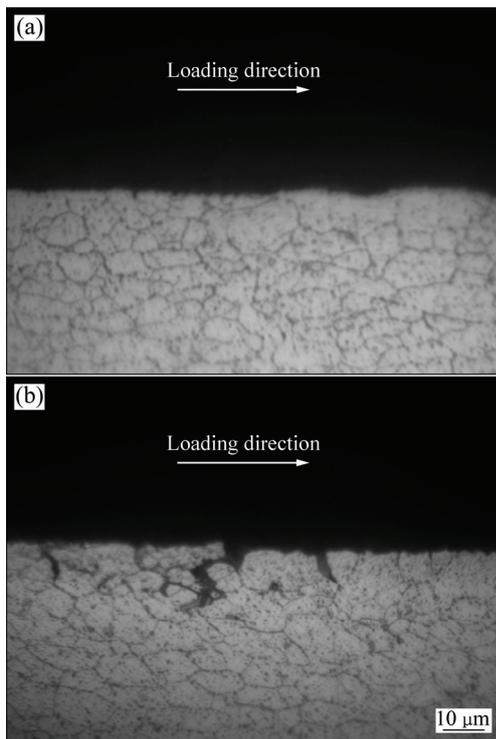


图 7 拉伸试样平行区金相组织

Fig. 7 Optical morphologies of tensile specimens parallel zone: (a) Free-corrosive specimen; (b) Specimen soaked in (100 °C, 3.5%NaCl) etching solution

二相部位形核、扩展以及最后的失稳断裂, 在腐蚀环境下, 这些第二相电位相对于铝基体较负充当阴极相导致周围基体发生腐蚀, 这种腐蚀坑的形成对材料的强度具有一定的削弱作用, 会加大粗大结晶第二相相对材料韧性的不利影响<sup>[19-20]</sup>。根据图 4(a)、(c)、(e)、(g) 可以得知, 材料中腐蚀是分布不均匀的, 因而在不同腐蚀条件下, 材料在腐蚀后表面破损状况不一, 因而不同腐蚀条件下材料韧性值不同。图 8 所示为卡恩撕裂试样 V 口底部附近的断口形貌, 图 8(a)中可以看到未腐蚀试样断口存在大量的等轴韧窝, 呈现韧性断裂的形貌特征; 由图 8(b)中可以看到, 在腐蚀环境中试样断口近表面侧呈现少量沿晶脆性断裂的形貌特征。由于在恶劣的腐蚀环境下, 材料的晶界发生弱化, 晶粒间的结合力降低, 此外腐蚀液可以沿晶界向材料深处渗透, 因而从图 8 (b)中可以看到近表面侧的亮色腐蚀产物。在加载过程中, 裂纹可直接在已破损的腐蚀坑的底部扩展, 随着温度的升高、浓度的升高, 材料的晶界弱化越严重, 这将大大降低裂纹形核的条件。此外, 在较高温度下, 部分小尺寸 GP 区的溶解以及  $\eta'$  相的生成总体上提升了晶内的强度, 因而晶内、晶界强度差变大, 这些因素使得单位面积形核功值在高温

下降幅度较大。DUMONT 等<sup>[6]</sup>的研究结果表明, 高熔点第二相沿加工方向分布, 在外在加载载荷的作用下, 裂纹容易沿着粗大的高熔点结晶相扩展发生断裂, 因而材料的沿挤压方向低于垂直挤压方向的单位面积形核功值。经环境腐蚀液浸泡后, 垂直挤压方向试样中加载应力和高熔点第二相分布方向一致, 由于高熔点第二相导致基体形成的腐蚀坑, 裂纹更加容易在垂直挤压方向试样扩展, 因此在腐蚀环境中垂直挤压方向与沿挤压方向韧性的差值要大于未腐蚀环境对应的差值。

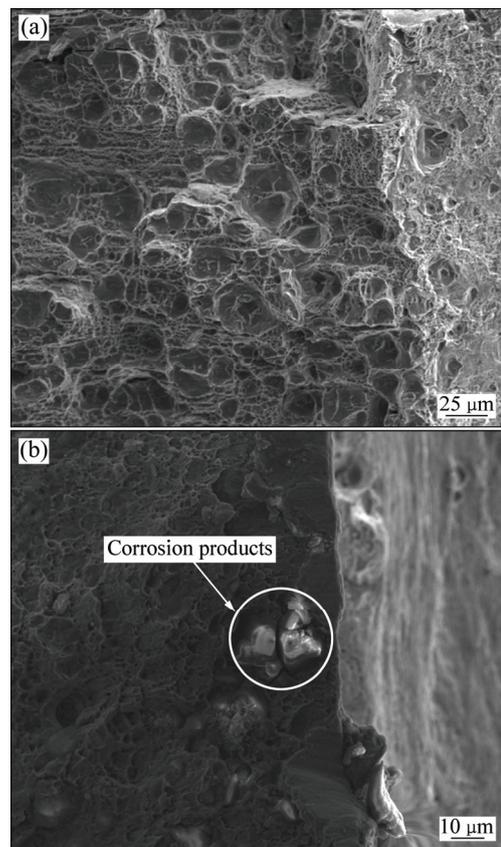


图 8 卡恩撕裂试样近缺口处的断口形貌

Fig. 8 Fracture morphologies of Kahn tear specimens near notch: (a) Free-corrosive specimen; (b) Specimen soaked in (100 °C, 3.5%NaCl) etching solution

## 4 结论

1) Al-Zn-Mg 铝合金的 T5 态是一种不稳定状态, 在后续的复杂腐蚀环境中仍会有沉淀相的析出与溶解变化。

2) 高温度和高浓度的腐蚀液会弱化晶粒结合强度并降低材料承载面积, 使得材料强度下降。此外,

在不同温度腐蚀液中沉淀相的析出和溶解会影响材料的强度值, 综合考虑这些影响因素, 材料的强度在中等温度腐蚀液和高浓度腐蚀液中浸泡后下降较为严重。

3) Al-Zn-Mg 铝合金的韧性值随着温度和浓度的升高逐渐降低, 且在高温腐蚀环境中, 下降幅度较大为 10.4%, 加载应力和初生第二相分布方向一致, 使得材料经过腐蚀液浸泡后沿挤压方向和垂挤压方向的韧性差值由初始的 13.4 N/mm 增大为 32.4 N/mm。

## REFERENCES

- [1] 彭小燕, 曹晓武, 段雨露, 陈举飞, 徐国富, 尹志民. 7020 铝合金 MIG 焊接接头的组织与性能[J]. 中国有色金属学报, 2014, 24(4): 912-918.  
PENG Xiao-yan, CAO Xiao-wu, DUAN Yu-lu, CHEN Ju-fei, XU Guo-fu, YIN Zhi-Min. Microstructures and properties of MIG welded joint of 7020 aluminum alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2014, 24(4): 912-918.
- [2] 付高, 邓运来, 王亚风, 戴青松, 张新明. 微量元素含量对 Al-Zn-Mg 合金组织与性能的影响[J]. 中国有色金属学报, 2015, 25(10): 2632-2641.  
FU Gao, DENG Yun-lai, WANG Ya-feng, DAI Qing-song, ZHANG Xin-ming. Effects of microelement content on microstructure and properties of Al-Zn-Mg aluminum alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2015, 25(10): 2632-2641.
- [3] HUANG Xing, PAN Qing-lin, LI Bo, LIU Zhi-ming, HUANG Zhi-qi, YIN Zhi-ming. Microstructure, mechanical properties and stress corrosion cracking of Al-Zn-Mg-Zr alloy sheet with trace amount of Sc[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2015, 650: 805-820.
- [4] WU H, WEN S P, HUANG H, WU X L, GAO K Y, WANG W, NIE Z R. Hot deformation behavior and constitutive equation of a new type Al-Zn-Mg-Er-Zr alloy during isothermal compression[J]. Materials Science and Engineering A, 2016, 651: 415-424.
- [5] WANG Ming-liang, JIN Pei-peng, WANG Jin-hui, HAN Li. Hot deformation behavior of as-quenched 7005 aluminum alloy[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2014, 24(9): 2796-2804.
- [6] DUMONT D, DESCHAMPS A, BRECHET Y. On the relationship between microstructure, strength and toughness in AA7050 aluminum alloy[J]. Materials Science and Engineering A, 2003, 356(1/2): 326-336.
- [7] 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 Xin-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.
- [8] FENG Chun, SHOU Wen-bin, LIU Hui-qun, YI Dan-qing, FENG Yao-rong. Microstructure and mechanical properties of high strength Al-Zn-Mg-Cu alloys used for oil drill pipes[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2015, 25(11): 3515-3522.
- [9] UNGÁR T, LENDVAI J, KOVÁCS I, GROMA G, KOVÁCS-CSETÉNYI E. The decomposition of the solid solution state in the temperature range 20 to 200 °C in an Al-Zn-Mg alloy[J]. Journal of Materials Science, 1979, 14: 671-679.
- [10] 冯迪, 张新明, 刘胜胆, 陈祺. 预时效温度及回归加热速率对 7150 铝合金显微组织及性能的影响[J]. 中国有色金属学报, 2013, 23(5): 1173-1181.  
FENG Di, ZHANG Xin-ming, LIU Sheng-dan, CHEN Qi. Effect of pre-aging temperature and retrogression heating rate on microstructure and properties of 7150 alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2013, 23(5): 1173-1181.
- [11] 冯迪, 张新明, 邓运来, 刘胜胆, 吴泽政, 郭奕文. 预时效温度及回归加热速率对 7055 铝合金组织及性能的影响[J]. 中国有色金属学报, 2014, 24(5): 1141-1150.  
FENG Di, ZHANG Xin-ming, DENG Yun-lai, LIU Sheng-dan, WU Ze-zheng, GUO Yi-wen. Effect of pre-ageing temperature and retrogression heating rate on microstructure and properties of 7055 aluminum alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2014, 24(5): 1141-1150.
- [12] 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 Zheng-bo, JIN Long-bin, ZHU Bao-hong, LI Zhi-hui. Effect of nature ageing on properties and microstructure of 7N01 aluminum alloys[J]. Chinese Journal of Rare Metals, 2012, 36(2): 191-195.
- [13] PENG Guo-sheng, CHEN Kang-hua, CHEN Song-yi, FANG Hua-chan. Influence of dual retrogression and re-aging temper on microstructure, strength and exfoliation corrosion behavior of Al-Zn-Mg-Cu alloy[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2012, 22(4): 803-809.
- [14] RANGANATHA R, KUMAR V A, NANDI V S, BHAT R R, MURALIDHARA B K. Multi-stage heat treatment of aluminum alloy AA7049[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2013, 23(6): 1570-1575.
- [15] 陈送义, 陈康华, 董朋轩, 叶升平, 黄兰萍, 阳代军. 双级时效对 7085 铝合金组织和性能的影响[J]. 中国有色金属学报, 2015, 25(10): 2688-2694.  
CHEN Song-yi, CHEN Kang-hua, DONG Peng-xuan, YE Sheng-ping, HUANG Lan-ping, YANG Dai-jun. Effect of

- two-step aging on microstructure and properties of 7085 aluminum alloy[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2015, 25(10): 2688–2694.
- [16] 冯迪, 张新明, 刘胜胆. 非等温回归再时效对7055铝合金中厚板的厚向组织及性能均匀性的影响[J]. *中国有色金属学报*, 2015, 25(11): 3000–3010.
- FENG Di, ZHANG Xin-ming, LIU Sheng-dan. Effect of non-isothermal retrogression and re-ageing on through-thickness homogeneity of microstructure and properties in 7055 aluminum alloy medium thick plate[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2015, 25(11): 3000–3010.
- [17] SUN X Y, ZHANG B, LIN H Q, ZHOU Y, SUN L, WANG J Q, HAN E H, KE W. Correlations between stress corrosion cracking susceptibility and grain boundary microstructures for an Al-Zn-Mg alloy[J]. *Corrosion Science*, 2013, 77: 103–112.
- [18] FARAHANY S, OURDJINI A, BAKHSHESHI-RAD H R. Microstructure, mechanical properties and corrosion behavior of Al-Si-Cu-Zn-X (X=Bi, Sb, Sr) die cast alloy[J]. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2016, 26(1): 28–38.
- [19] HAN N M, ZHANG X M, LIU S D, HE D G, ZHANG R. Effect of solution treatment on the strength and fracture toughness of aluminum alloy 7050[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2011, 509(10): 4138–4145.
- [20] CHEN Song-yi, CHEN Kang-hua, DONG Peng-xuan, YE Sheng-ping, HUANG Lan-ping. Effect of heat treatment on stress corrosion cracking, fracture toughness and strength of 7085 aluminum alloy[J]. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2014, 24(7): 2320–2325.

## Effect of corrosion conditions on strength and toughness of Al-Zn-Mg aluminum alloys

XIAO Tao<sup>1,2</sup>, LIN Hua-qiang<sup>3</sup>, YE Ling-ying<sup>2</sup>, SUN Lin<sup>3</sup>, DENG Yun-lai<sup>1,2</sup>

(1. School of Light Alloy Research, Central South University, Changsha 410083, China;

2. Key Laboratory of Nonferrous Metal Materials Science and Engineering, Ministry of Education, Central South University, Changsha 410083, China;

3. CSR Qingdao Sifang Co., Ltd., Qingdao 266000, China)

**Abstract:** The effect of different corrosion conditions on the strength and toughness of Al-Zn-Mg aluminum alloys was investigated by hardness, electrical conductivity, tensile test, Kahn tear test, differential scanning calorimetry (DSC), optical microscopy(OM), scanning electron microscopy(SEM) and transmission electron microscopy(TEM). The results show that, after immersion in (25 °C, 3.5%NaCl; 50 °C, 3.5%NaCl; 100 °C, 3.5%NaCl; 25 °C, 6%NaCl) etching solution, the temperature and concentration of etching solution have effects on the strength of the material. With the temperature rise of 3.5%NaCl etching solution, the strength decreases firstly, and then increases, and the strength increases by 11.51 MPa when the temperature varies from 50 °C to 100 °C. While the material is soaked in etching solution at the temperature of 25 °C, the strength of material soaked in 6%NaCl etching solution decreases by 10.25 MPa compared with that of the free-corrosive material. The toughness decreases with the temperature rise of the etching solution and etching solution concentration. There are obvious differences between free-corrosive material and the material soaked in 3.5%NaCl etching solution at the temperature of 100 °C, the toughness decreases by 10.4%, and the toughness difference varies from 13.4 N/mm to 32.4 N/mm between the extrusion orientation and vertical extrusion orientation.

**Key words:** Al-Zn-Mg aluminum alloys; corrosion; strength; toughness

**Foundation item:** Project(2012CB619500) supported by the National Basic Research Development of China

**Received date:** 2015-11-10; **Accepted date:** 2016-04-12

**Corresponding author:** DENG Yun-lai; Tel: +86-13873182095; E-mail: luckdeng@csu.edu.cn

(编辑 李艳红)