DOI: 10.11817/j.ysxb.1004.0609.2020-37579

Cu、Mg 含量对 2A12 铝合金化铣粗糙度的影响

张 鑫，罗兵辉，柏振海，何翠云，唐承璐

(中南大学 材料科学与工程学院，长沙 410083)

摘 要：借助超景深三维显微镜、扫描电镜、能谱分析、透射电镜、X 射线物相分析、电化学测试等手段，对比不同 Cu、Mg 含量对 2A12 铝合金化铣粗糙度的影响。结果表明：当 2A12 铝合金中的 Cu 含量或 Mg 含量位于成分上限时，化铣后的表面粗糙度达到 3.4 μm，合金合理的成分配比为 4.02%Cu+1.39%Mg(质量分数)，化铣后的表面粗糙度为 1.4 μm；θ 和 S 的模拟相在化铣液中的电极电位较之 Al 基体更正，因而在电化学腐蚀过程中，θ 相、S 相充当阴极，其周围的 Al 基体会优先发生腐蚀；合金在化铣时，随着局部不均匀腐蚀的进行，形成相凸起、腐蚀坑等表面形貌特征；尺寸为 50 μm 左右的大型腐蚀坑是造成表面粗糙度增大的主要原因，晶内小尺寸的弥散 T 相($Al_{20}Cu_2Mn_3$)对化铣粗糙度的影响较小。

关键词：2A12 铝合金；Cu 含量；Mg 含量；化铣；表面粗糙度；微观组织；模拟相

文章编号：1004-0609(2020)-07-1502-10 **中图分类号**：TG172.63 **文献标志码**：A

2A12 合金因其优良的综合性能被广泛应用于航空航天领域，如飞机蒙皮结构、螺旋桨元件及其他各种结构件。一些大型结构件的构造较为复杂，一般机械加工难以加工甚至不能加工，机械加工精度有限且不可避免地会引入微变形和切削应力，化铣加工能有效解决上述问题。

化铣加工是一种腐蚀加工，且可选择工件的指定区域进行加工。迄今为止，我国 2xxx 系铝合金的化铣工艺已经较为成熟。毛大恒等[1]、易慧芝等[2]研究者通过优化化铣液配方研究了 2197Al-Li 合金的化铣工艺；孟莉莉等[3]研究者在单因素试验基础上考察了化铣液中 NaOH、Al^{3+}浓度对化铣表面质量的影响规律；付明等[4]研究者探讨了化铣时间和温度对 2A12 铝合金化铣速率及表面粗糙度的影响；于芝兰[5]将化铣后表面质量的影响因素归结为合金组织电化学行为的不均匀性；王洪祥等[6]研究者将 LY12 铝合金厚板化铣时形成的蚀坑归因于稍长的淬火转移时间所导致的沿晶界析出的第二相；张彩碚等[7]研究者通过研究不同热处理制度对 LY12 铝合金厚板化铣腐蚀坑的影响，认为减轻化铣蚀坑的方法是控制元素偏析。

然而，关于 2A12 铝合金中成分变化对化铣粗糙度影响规律的研究较少，本文作者在已有研究基础上，从合金成分变化对微观组织的影响着手，探究 2A12 合金中 Cu、Mg 含量变化对化铣粗糙度的影响。

1 实验

1.1 实验材料

Al-Cu-Mg 合金三元相图[8](平衡结晶终了富铝角部分)如图 1 所示，由于 S(Al_2CuMg)相中 Cu 和 Mg 的质量比为 2.61，在相图中位于带箭头的直线上，凡是 m(Cu)/m(Mg)＜2.61 的合金均在该直线右侧，主要强化相是 S(Al_2CuMg)相，而那些比值大于 2.61 的合金均位于该直线的左侧，平衡状态下为 α(Al)+θ(Al_2Cu)+S(Al_2CuMg)三相组成。

本实验设计了 3 种成分合金，采用高纯 Al、高纯 Mg、Al-40Cu、Al-10Mn 和 Al-5Ti 中间合金为原料，在坩埚电阻炉中熔炼，熔炼温度为 780℃，原料熔化后，经充分除气扒渣后浇铸，铸锭尺寸为 200 mm×150 mm×35 mm。合金成分如表 1 所列(其中 Cu、Mg 为实测成分)。

结合相图(见图 1)可知：1 号合金成分位于 α(Al)+S(Al_2CuMg)两相区；2 号、3 号合金成分均位于 α(Al)+

基金项目：军工配套项目(JPPT-Y2017-3)

收稿日期：2019-07-11；**修订日期**：2020-04-28

通信作者：罗兵辉，教授，博士；电话：13808425282；E-mail：luobinghui@csu.edu.cn

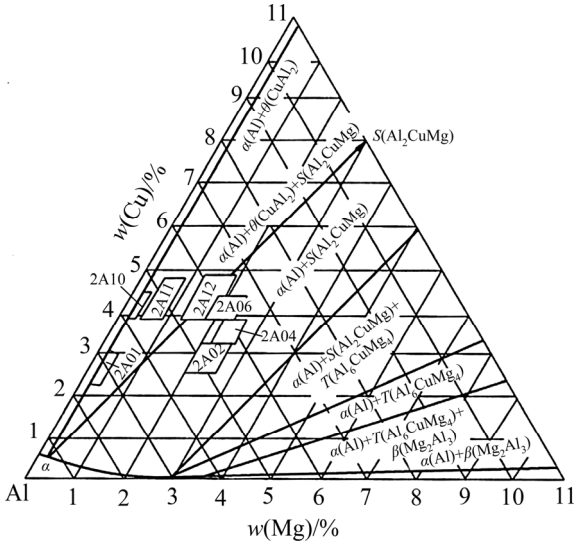

图 1　部分 Al-Cu-Mg 合金三元相图

Fig. 1　Partial Al-Cu-Mg alloy ternary phase diagram

表 1　合金的成分表

Table 1　Chemical composition of investigated alloys

Alloy No.	Mass fraction/%							*m*(Cu)/*m*(Mg)
	Cu	Mg	Mn	Fe	Si	Ti	Al	
1	3.99	1.79	0.47	＜0.5	＜0.5	0.1	Bal.	2.23
2	4.02	1.39	0.47	＜0.5	＜0.5	0.1	Bal.	2.89
3	4.90	1.47	0.47	＜0.5	＜0.5	0.1	Bal.	3.33

$\theta(Al_2Cu)$+$S(Al_2CuMg)$三相区内，但 2 号合金成分很接近两相区。

铸锭经过切头和铣面后，依次进行均匀化退火、热轧、成品退火。其中均匀化退火工艺为 495 ℃、12 h，随炉冷却，热轧前进行 430 ℃、2 h 保温，经过 6 道次轧至 5 mm(变形量约为 83%，为防止板材开裂，第 4 道次开轧前进行 430 ℃、10 min 的加热处理)，成品退火工艺为 380 ℃、2 h，空冷。

1.2　合金的化铣工艺

化铣样品为成品退火态，其尺寸为 30 mm×25 mm×5 mm，分别对应轧制方向(RD)、短横向(TD)、厚度，2A12 合金化铣工艺流程如图 2(a)所示：

其中，化铣液配方：170 g/L NaOH、45 g/L TEA、19 g/L Na_2S、19 g/L Al，无添加剂；表面预处理：40% NaOH(质量分数)溶液室温浸蚀 5 min，浸入水中 1 min，然后浸入 30% HNO_3 (质量分数)溶液 2 min，取出水洗；采用 HH968−2 可剥涂料浸涂作为保护涂层；在合金表面涂保护层后悬挂固化 24 h 后用手术刀片刻形，剥去合金待化铣表面的涂层，如图 2(b)所示；刻形完成后在温度为 90 ℃的化铣液中(恒温油浴锅加热)化铣 10 min 后取出，在 70 ℃水中清洗 1 min，浸入冷水中 2 min，而后取出浸入 30%HNO_3 溶液 2 min，再取出浸入冷水 2 min，最后取出干燥；使用 JB−4C 型表面粗糙度仪测量各试样的表面粗糙度。

1.3　合金组织与表面形貌观察

化铣后表面形貌特征用 VHX1000 超景深三维显微镜观察；合金组织特征在 Sirion 200 扫描电镜下观察，第二相的成分用配套的 Energy Dispersive X-ray (EDX)进行分析；透射电镜样品用双喷仪进行双喷减薄，双喷液为硝酸和甲醇的混合溶液(硝酸、甲醇体积比为 1:3)，温度控制在−25 ℃左右，电压为 20 V，在 FEI TecnaiG220 透射电镜上观察晶内析出相的形态，工作电压为 200 kV。

1.4　模拟相的制备

采用高纯 Al，高纯 Mg，Al-40Cu 中间合金作为原料熔炼模拟相。考虑到 $\theta(Al_2Cu)$相是二元相，故直接根据 Al_2Cu 的化学成分配比配料，熔铸模拟 θ 相，熔铸温度为 780 ℃，而后进行 498 ℃、12 h 退火。通过查阅相关文献[9]，在 Al-Cu-Mg 三元相图液相面 $S(Al_2CuMg)$单相区内取成分点冶炼是可以得到 *S* 单相材料的，确定成分点 51Al-33Cu-16Mg(质量分数，%)，熔铸模拟 *S* 相，熔铸温度 780 ℃，查阅文献[10]，确认退火工艺为 420 ℃、12 h。

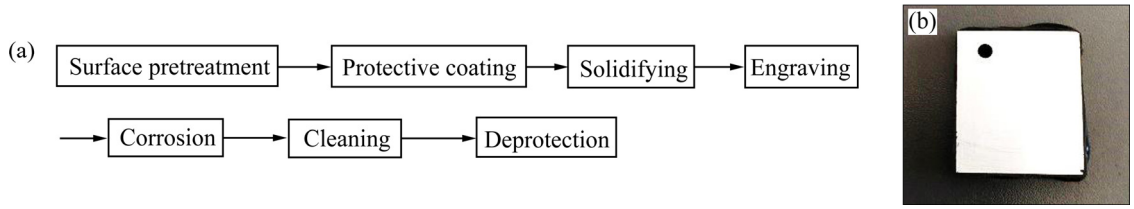

图 2　化铣工艺流程图以及刻形后合金表面宏观形貌

Fig. 2　Diagram of chemical milling process(a) and surface morphology of alloy before chamical milling(b)

模拟相制备完成后，在 D/max2550 型 X 射线衍射仪上进行物相分析，Cu 作为靶材，波长 λ=1.5406 Å 的 Cu K_α 射线作为 X 射线源，其工作电压为 40 kV，工作电流为 250 mA，扫描范围(2θ)为 10°~90°，扫描速度为 8 (°)/min。

1.5 极化曲线测试

样品在 IM6eX 型电化学工作站进行动电位极化曲线测试，腐蚀液为浓度为 2.5%(质量分数)的化铣液，测试步长为 2 mV/s，电位测试范围因样品而异，测试结果用软件 Nova 进行分析。

2 实验结果

2.1 化铣表面粗糙度

使用表面粗糙度仪测量化铣后各合金的表面粗糙度，用轮廓算数平均偏差 R_a 来表征，分别沿 RD、TD 两个方向测量 5 次求平均值。测试过程中，当仪器触针直接在被测合金表面上轻轻划过一个评定长度 L_n，由于被测表面轮廓存在峰谷起伏，触针将在垂直于被测轮廓表面方向上产生上下移动，通过将这种移动信号加以放大，而后输出表面粗糙度的相关数据和图形。

图 3 所示为展示了 3 种合金的测试结果，观察了 3 种合金中峰值(I)的变化。从图 3 中可以看出，3 种合金表面轮廓的峰谷起伏均在 0 μm 基线附近振荡变化，在图示的评定长度 L_n 内均存在多个波峰波谷，最大的峰谷垂直距离 I_t 分别为 21.959、8.242 和 23.577 μm，对应的 R_a 分别为 3.095、0.980 和 3.071 μm。

3 种成分合金化铣表面粗糙度数据 R_a 如表 2 和图 4 所示，可知合金中 Cu 含量相近时(1 号、2 号)，Mg 含量更多的合金 R_a 更大(1 号)；Mg 含量相近时(2 号、3 号)，Cu 含量更多的合金 R_a 更大(3 号)；此外，同种合金沿轧制方向(RD)的 R_a 低于沿短横向(TD)的 R_a。

图 5 所示为 3 种合金化铣后表面形貌的超景深三维显微图像。图中直观地展现了选区合金表面的高低起伏，表现为区域颜色的改变，红色区域较高，蓝色区域较低，选区内高点与低点的高度差用表面高度参数 z 值表征，z 值越小，表示该选区表面的相对高度变化越小。由图可知：1 号、2 号、3 号合金选区的 z 值分别为 26.73、9.068 和 24.87 μm，这表明 2 号合金表面高低起伏更小，表面更平整，这与图 3 所示的 I_t 值 21.959、8.24 和 22.20 μm 有一定对应关系。

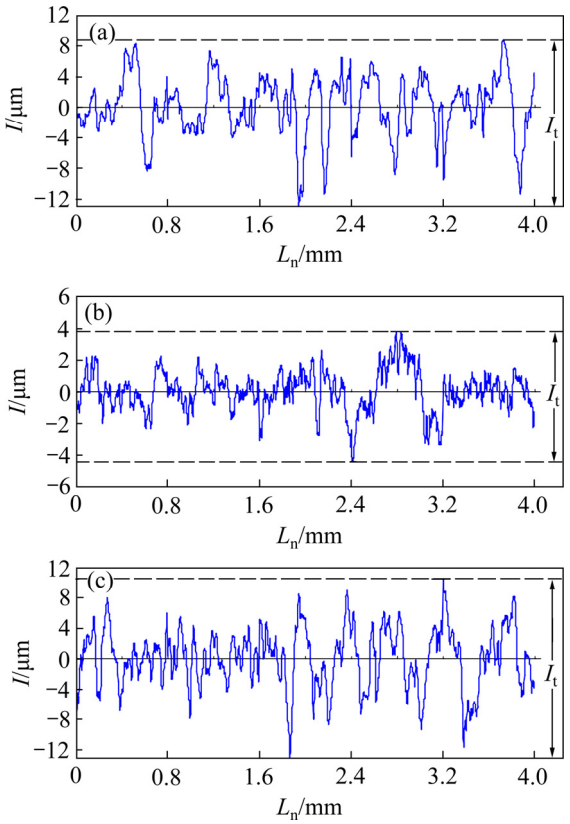

图 3 合金的表面轮廓曲线

Fig. 3 Surface profile curve of different alloys: (a) Alloy 1; (b) Alloy 2; (c) Alloy 3

表 2 合金的化铣表面粗糙度

Table 2 Surface roughness of alloys after chemical milling

Alloy No.	R_a(RD)/μm	R_a(TD)/μm	w(Cu)/%	w(Mg)/%
1	3.056	3.416	3.99	1.79
2	0.982	1.458	4.02	1.39
3	2.985	3.463	4.90	1.47

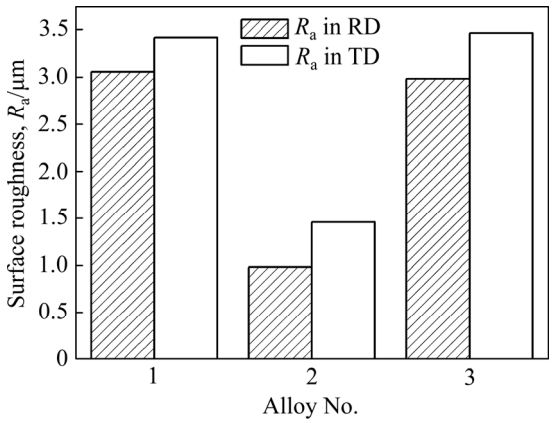

图 4 合金化铣表面粗糙度

Fig. 4 Diagram of alloys surface roughness

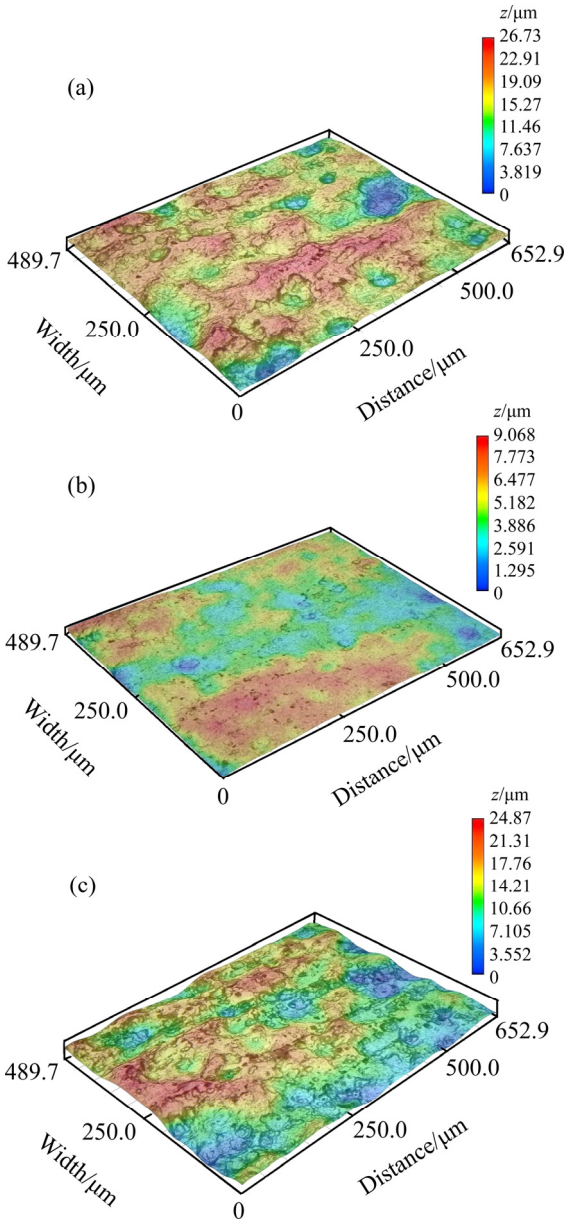

图 5　合金化铣后表面形貌三维图像

Fig. 5　3D images of alloys' surface morphology: (a) Alloy 1; (b) Alloy 2; (c) Alloy 3

利用 SEM 像对上述 3 种合金表面形貌进行观察和能谱分析，结果如图 6 和表 3 所示。对比观察 3 种合金的SEM像，均能观察到形状不规则、尺寸在 10~50 μm 不等的腐蚀坑，在腐蚀坑周围还能观察到一些衬度较亮、大小不一的粒子。表 3 所列的能谱结果表明：这些粒子为一些含 Al、Cu、Mg 的相(原子比接近 Al_2Cu 或 Al_2CuMg)和一些含 Al、Cu、Fe、Mn 的相。

不同的是，2 号合金(见图 6(b))表面腐蚀坑数目较少，分布较为离散，且第二相粒子的数量很少；而 1 号合金(见图 6(a))和 3 号合金(见图 6(c))表面腐蚀坑密度明显更大，均存在多个腐蚀坑的聚集，3 号合金表面腐蚀坑分布有一定线性规律，此外，二者表面第二相粒子数量更多，粒子的分布亦存在偏聚现象，这显然会造成合金表面微观尺度的严重不平整；相比之下，2 号合金表面质量更好，这与表面粗糙度的测试结果相对应。

2.2　合金组织观察

图 7 所示为合金成品退火态组织图像。从图 7(a)、(b)、(c)中可以看出，3 种合金的晶粒均沿轧制方向被拉长，由于变形量较大，白色衬度的第二相被破碎，大致沿拉长晶界分布，这些第二相是均匀化退火过程中未能回溶基体的粗大结晶相，尺寸在 5~40 μm 不等，主要包括 Al_2Cu、Al_2CuMg 相及一些含 Fe 的杂质相，如 AlCuMnFe、Al_7Cu_2Fe 相等[11−12]。对比 3 种合金的组织，图 7(b)所示的 2 号合金结晶相数目明显更少，断续分布于晶界上；而 1 号(见图 7(a))、3 号(见图 7(c))合金组织中结晶相较多，沿晶界连续分布，且部分大尺寸相的破碎不充分；这主要是由于合金成分的不同所致。

此外，3 种合金晶内均能观察到微米级别的细长条状相，文献[13]表明是 *S* 相，这是因为在均匀化退火随炉冷却过程中，由于冷速缓慢，已经溶解的 *S* 相会重新形核析出，并有充分的时间长大，有的一维尺寸甚至达到了 20 μm 左右，其仍属于结晶相范畴；另外，晶内还存在更细小的点状粒子，文献[14]中提到其可能是 *T* 相($Al_{20}Cu_2Mn_3$)，*T* 相在透射电镜下能被清楚地观察到，如图 7(d)所示的短棒状相和椭圆点状相，尺寸约为 0.05~0.5 μm。

结合图 3 所示的合金表面轮廓曲线和图 6 所示的表面形貌分析，可以推断，合金组织中存在的那些大尺寸结晶相粒子是造成化铣后表面粗糙度增大的主要原因，而晶内小尺寸的弥散 *T* 相($Al_{20}Cu_2Mn_3$)对化铣后粗糙度的影响较小。

2.3　XRD 测试

图 8 所示为模拟第二相的 XRD 谱。其中，图 8(a)所示为模拟 $\theta(Al_2Cu)$相，可以看出，模拟 θ 相的衍射峰与标准库中衍射相相符合，除 θ 相的峰以外仅存在一些 AlCu 相的峰，样品制备符合实验要求，可用于替代合金中存在的 θ 相进行相关研究；图 8(b)所示为

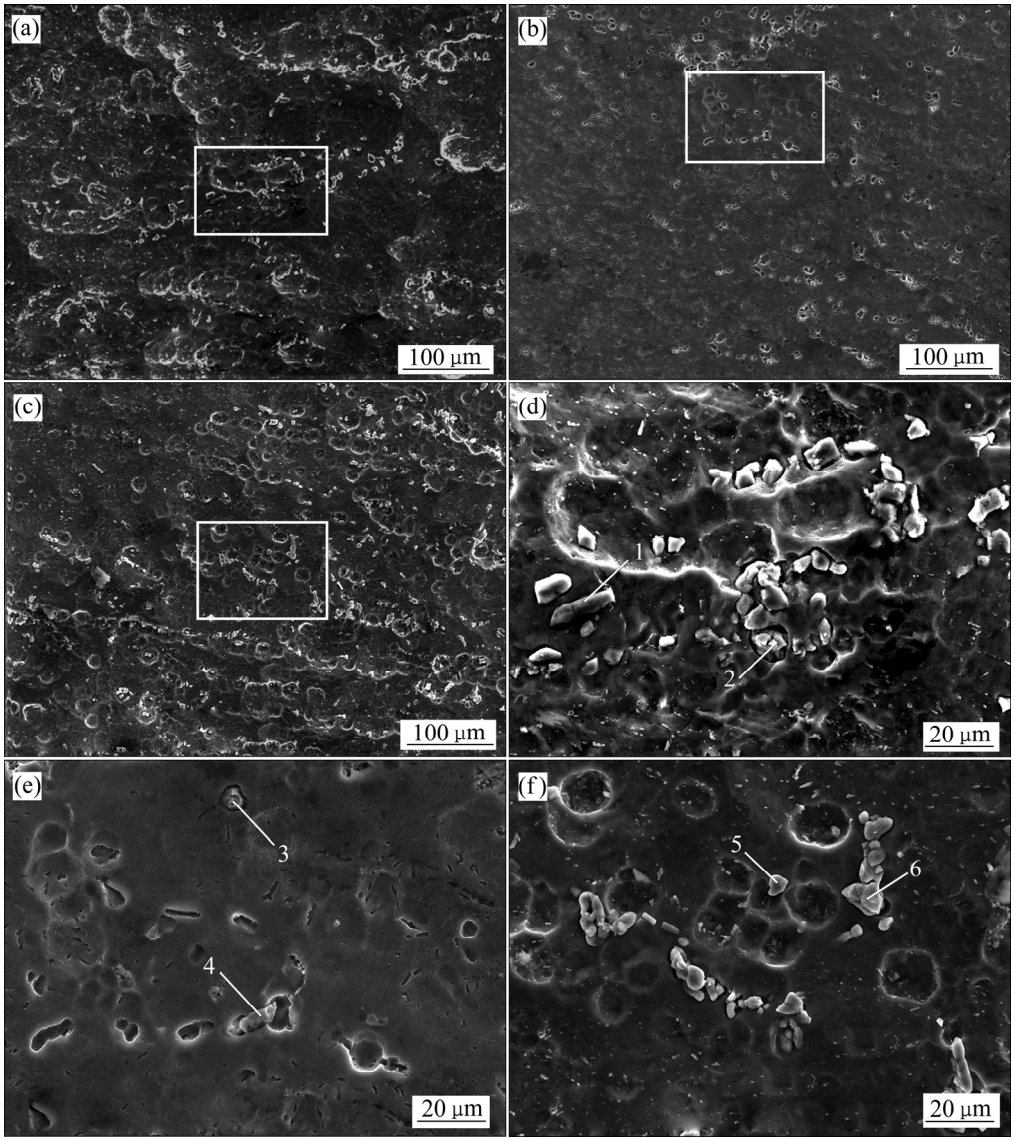

图 6 合金化铣后的表面形貌

Fig. 6 Surface morphologies of alloys after chemical milling: (a) Alloy 1; (b) Alloy 2; (c) Alloy 3; (d), (e), (f) Partial enlarged detail of square in (a), (b), (c), respectively

表 3 图 6 中粒子的能谱分析结果

Table 3 EDS analysis of particles in Fig. 6

Position No.	Mole fraction/%					
	O	Al	Cu	Mg	Fe	Mn
1	11.30	50.52	20.08	18.10	−	−
2	14.27	42.65	17.10	21.34	4.63	−
3	15.27	36.68	48.05	−	−	−
4	2.70	66.73	19.77	−	4.72	6.08
5	3.84	53.62	20.32	22.21	−	−
6	22.39	47.59	22.70	−	7.32	−

模拟 $S(Al_2CuMg)$相，可以看出，模拟 S 相的衍射峰与 Al_2CuMg 的标准衍射图谱匹配良好，且杂峰较少，样品纯度较高，可用于替代合金中的 S 相进行相关研究。

2.4 极化曲线测试

为了研究合金化铣过程中的腐蚀行为，对 3 种合金、纯 Al、纯 Mg 及模拟 θ 相、S 相进行了极化曲线测试。测试结果如图 9 所示，极化曲线相关参数列于表 4。

从图 9(a)可以看出，纯金属和模拟相的腐蚀电位大小依次为纯 Al、纯 Mg、模拟 θ 相、模拟 S 相。这

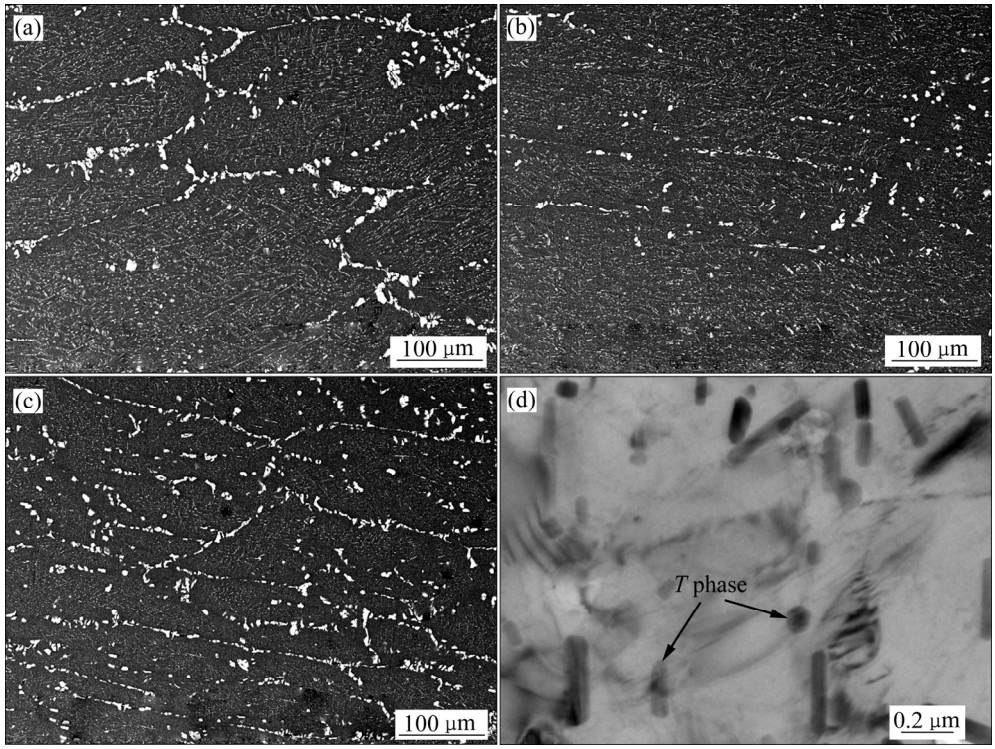

图 7　合金的显微组织

Fig. 7　Microstructures of alloys: (a), (b), (c) SEM images of alloy 1, alloy 2, alloy 3, respectively; (d) TEM image of alloy 2

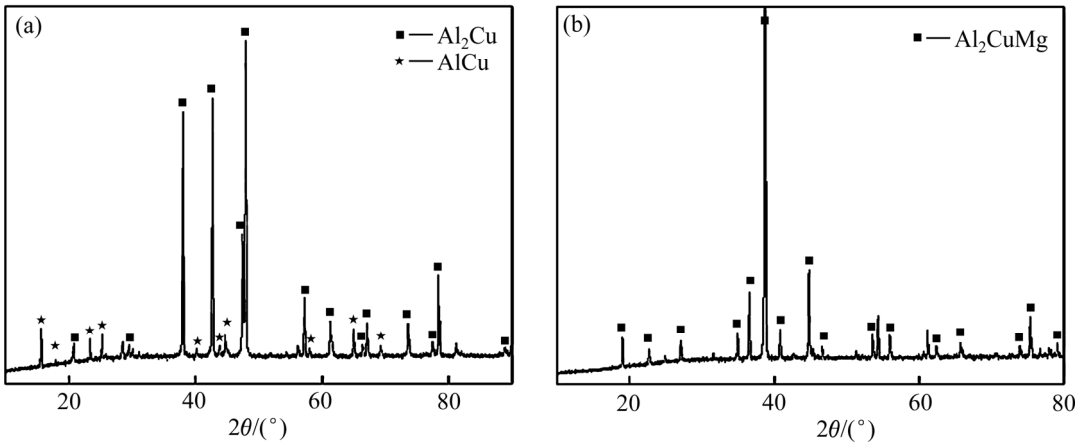

图 8　合金模拟相的 XRD 谱

Fig. 8　XRD patterns of simulated phases of alloys: (a) Simulated θ phase; (b) Simulated S phase

是因为 Al 是两性金属，它可以跟碱发生化学反应，而 Mg 与碱不反应，故在化铣液中，Mg 的活性比 Al 低，因而 Mg 的电极电位比 Al 基体正；此外，θ 相和 S 相中均含有不活泼元素 Cu，故它们的电极电位较之 Al 基体更正，因此在局部碱腐蚀中，含 Cu 的 θ 相和 S 相一般作为阴极相，发生电化学腐蚀时，导致它们附近作为阳极的 Al 基体优先溶解。

从图 9(b)可以看出，3 种合金的腐蚀电位大小依次为 2 号、3 号、1 号。三者的电位均介于 Al 基体和两种第二相之间，其中 2 号合金电极电位更靠近 Al 基体，这是因为 2 号合金组织(见图 7(b))中第二相数目更少，合金在碱性溶液发生电化学腐蚀时，第二相与基体之间形成的腐蚀原电池数目少，其电位更负；1 号、3 号合金较之 2 号合金，由于 Cu 元素或 Mg 元素含量的增多，二者组织(见图 7(a)和(c))中第二相的数量增多，导致二者电位正移。

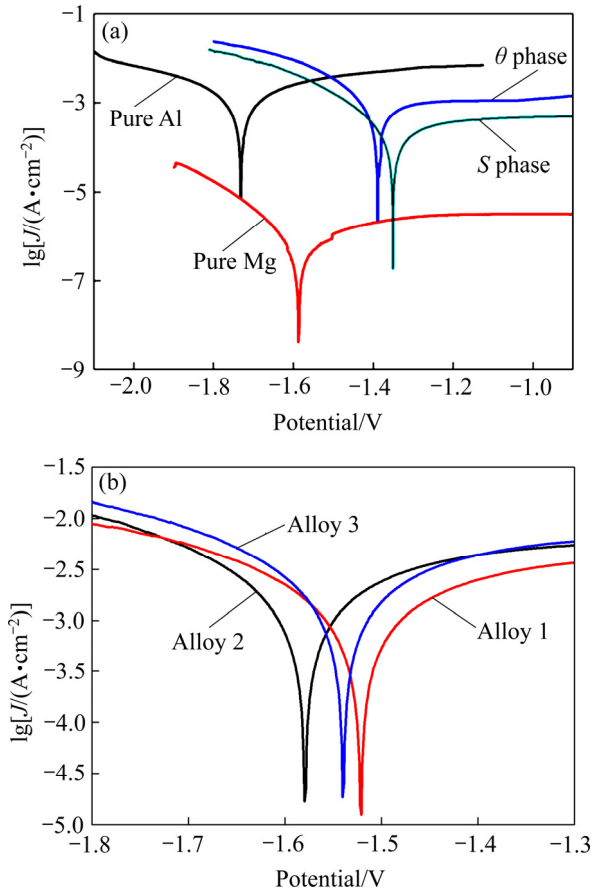

图 9 合金的极化曲线

Fig. 9 Potentiodynamic polarization curves of alloys

表 4 极化曲线相关参数

Table 4 Parameters of potentiodynamic polarization curves

Alloy	φ_{corr}/V	J_{corr}/(A·cm^{-2})
Pure Al	−1.731	7.43×10^{-4}
Pure Mg	−1.587	3.20×10^{-7}
Alloy 1	−1.521	1.10×10^{-3}
Alloy 2	−1.579	1.46×10^{-3}
Alloy 3	−1.540	1.55×10^{-3}
θ phase	−1.390	6.70×10^{-4}
S phase	−1.351	2.52×10^{-4}

3 分析与讨论

2A12 合金的化铣过程包含化学腐蚀和电化学腐蚀过程。化学腐蚀主要是 Al 在 NaOH 溶液中的的溶解过程，分两步进行：Al 合金表面致密氧化物薄膜 Al_2O_3 的溶解；氧化膜被溶解掉以后，Al 与 NaOH 发生反应，两个反应的化学方程式如下[15]：

$$Al_2O_3+2NaOH=2NaAlO_2+H_2O \quad (1)$$

$$2Al+2NaOH+2H_2O=2NaAlO_2+3H_2\uparrow+Q \quad (2)$$

此外，由于 Al 基体和第二相在化铣液中存在电极电位的差异，因此，电化学腐蚀也是化铣过程中另一种重要的腐蚀形式，主要表现为合金中的 Al 基体和第二相之间形成腐蚀原电池，造成局部的优先腐蚀。

化学腐蚀是化铣过程中必然发生的反应，Al 基体在碱性介质中的均匀腐蚀对化铣是有利的；但是电化学腐蚀会对化铣产生不利影响，腐蚀原电池的存在造成了合金的不均匀腐蚀，产生腐蚀坑和残余粒子凸起等形貌，导致合金微观表面的严重不平整。

在 Al 合金的腐蚀研究中，相关文献[16]表明，在碱性条件下，Al_7Cu_2Fe、Al_3Fe 等含 Fe 的杂质相粒子均能作为有效的局部阴极，这是由于 Fe 元素的存在，使得它们在高 pH 情况下稳定；另外，含 Cu 的 Al_2Cu 及其它的 Al-Cu 相粒子也是阴极相；比较特殊的是 Al_2CuMg 相，由于同时含有 Cu 元素和 Mg 元素，Al_2CuMg 相有强烈的“去合金化”倾向[17−19]，SHI 等[20]学者认为在腐蚀初期，富 Mg 部分的化学溶解是去合金化的主要形式：

$$Mg+2H_2O=Mg^{2+}+2OH^-+H_2\uparrow \quad (3)$$

随着腐蚀的进行，Mg 的溶解导致了 Cu 元素的富集，Cu 的富集致使 Al_2CuMg 相的电位正移，在后续的电化学腐蚀进程中，富 Cu 的 Al_2CuMg 相作为阴极，导致其边缘的 Al 基体发生阳极溶解。

然而在本实验中，化铣液中的大量存在的 OH^- 离子显然会强烈抑制反应(3)的发生，进而抑制 Al_2CuMg 相的“去合金化”，图 6 所示为残余 Al_2CuMg 粒子就能在一定程度上佐证这一点；此外，BIRBILIS 等[16]的研究也表明：金属间化合物 Al_2CuMg 随着 pH 的增大，其活泼性减小，电位正移。

综上所述，可以对上述两种腐蚀形貌特征作出解释，在电化学腐蚀过程中，2A12 合金中各第二相均为阴极相，它们周围的 Al 基体发生优先腐蚀，随着腐蚀的进行，第二相粒子周围开始发生环形凹陷，粒子渐渐裸露出来，如图 6 中所示的白色衬度粒子，能谱分析结果也证实了这一点；而当继续腐蚀到一定程度，这些第二相粒子失去了 Al 基体的支撑后发生了脱落，留下了图 6 中所示的腐蚀坑。

上述两种形貌特征均会不同程度地影响合金的化铣粗糙度，结合合金表面轮廓变化曲线(见图 3)及化铣

后合金表面形貌(见图 6)分析，可以认为：那些尺寸为 50 μm 左右的大型腐蚀坑是造成合金表面不平整的最主要原因；由上文分析可知，大尺寸腐蚀坑是由于那些尺寸同样粗大的第二相在化铣过程中发生脱落所引起的，故合金组织中大尺寸的第二相数量越多、分布越不均匀，合金化铣后的表面粗糙度越大；由图 7 可知，在合金成品退火组织中，粗大的第二相显然是那些沿晶界分布的未溶结晶相，相对而言，晶内小尺寸的 T 相($Al_{20}Cu_2Mn_3$)对合金化铣后表面粗糙度的影响较小。

众所周知，材料的成分差异是导致其微观组织变化的最根本原因；文献[8]显示：Al-Cu-Mg 合金在 500 ℃时，Cu、Mg 元素在 Al 中的溶解度分别为 3.9% 和 1.8% (质量分数)；本实验中，1 号合金 Cu、Mg 含量均处于该极限固溶度附近，3 号合金虽然 Mg 含量有所降低，但 Cu 含量较之在 Al 中的极限固溶度已超出 1%，因此，二者在凝固时形成了更多粗大的结晶相。相比之下，2 号合金的 Cu、Mg 含量配比更合理(4.02%Cu+ 1.39%Mg，质量分数)，在相同的均匀化退火工艺下(495 ℃, 12 h)，其未回溶的粗大结晶相数目更少，故 2 号合金化铣后的表面粗糙度最小。

4　结论

1) 在(495 ℃, 12 h)均匀化、(380 ℃, 2 h)成品退火条件下，高 Cu 或高 Mg 的 2A12 铝合金组织中未回溶的粗大结晶相数量较多，合金化铣后的表面粗糙度达到 3.4 μm；合金合理的成分配比为 4.02%Cu+ 1.39%Mg，化铣后的表面粗糙度为 1.4 μm。

2) θ 相、S 相在化铣液中的电极电位较 Al 基体更正，合金在化铣时，第二相粒子周围 Al 基体发生优先腐蚀，粒子失去 Al 基体包裹渐渐裸露出来；随着腐蚀的继续进行，第二相粒子脱落，留下腐蚀坑。

3) 粗大结晶相脱落形成的尺寸为 50 μm 左右的大型腐蚀坑是造成合金化铣后表面粗糙度增大的主要原因，相对而言，晶内小尺寸的弥散 T 相($Al_{20}Cu_2Mn_3$)对化铣粗糙度的影响较小。

REFERENCES

[1] 毛大恒, 张　灿, 周亚军, 韩德夫. 2197 铝锂合金化学铣切工艺的探讨[J]. 材料保护, 2010, 43(10): 33−35.
MAO Da-heng, ZHANG Can, ZHOU Ya-jun, HAN De-fu. Discussion on chemical milling process of 2197 Al-Li alloy[J]. Materials Protection, 2010, 43(10): 33−35.

[2] 易慧芝, 邓飞跃, 张忠亭. 2197 铝锂合金化学铣切工艺研究[J]. 表面技术, 2010, 39(4): 73−76.
YI Hui-zhi, DENG Fei-yue, ZHANG Zhong-ting. Study on chemical milling process of 2197 Al-Li alloy[J]. Surface Technology, 2010, 39(4): 73−76.

[3] 孟莉莉, 朱彦海, 曾元松. 2A97 铝锂合金化学铣切工艺探讨[J]. 材料保护, 2016, 49(12): 46−49.
MENG Li-li, ZHU Yan-hai, ZENG Yuan-song. Discussion on chemical milling process of 2A97 Al-Li alloy[J]. Materials Protection, 2016, 49(12): 46−49.

[4] 付　明, 刘　群. 2A12 铝合金化学铣切加工工艺探讨[J]. 材料保护, 2018, 51(7): 100−103.
FU Ming, LIU Qun. Discussion on chemical milling process of 2A12 aluminum alloy[J]. Materials Protection, 2018, 51(7): 100−103.

[5] 于芝兰. 铝合金的碱腐蚀−高精度化铣[J]. 轻合金加工技术, 1994, 22(12): 27−31.
YU Zhi-lan. Alkali corrosion of aluminum alloy-High precision chemical milling[J]. Light Alloy Processing Technology, 1994, 22(12): 27−31.

[6] 王洪祥, 葛　蔚. LY12 铝合金化铣蚀坑形成机理[J]. 东北大学学报, 1994, 15(5): 538−541.
WANG Hong-xiang, GE Wei. Etch-pit formation mechanism of aluminum alloy LY12 due to chemical milling[J]. Journal of Northeastern University, 1994, 15(5): 538−541.

[7] 张彩碚, 孙　威, 潘　浩. 不同热处理制度对 LY12 铝合金厚板化铣腐蚀坑的影响[J]. 东北工学院学报, 1987(4): 527−531.
ZHANG Cai-bei, SUN Wei, PAN Hao. Effects of different heat treatments of etch pit formation due to chemical milling on LY12 Al alloy plates[J]. Journal of Northeast University of Technology, 1987(4): 527−531.

[8] 丁惠麟, 辛智华. 实用铝、铜及其合金金相热处理和失效分析[M]. 北京: 机械工业出版社, 2007: 239−241.
DING Hui-lin, XIN Zhi-hua. Metallographic heat treatment and failure analysis of practical aluminum, copper and their alloys[M]. Beijing: Mechanical Industry Press, 2007: 239−241.

[9] 周和荣, 陈明明, 杜翠薇, 马　坚, 揭敢新, 李晓刚. 金属间化合物 Al_2CuMg 的制备[J]. 航空材料学报, 2013, 33(2):

35−40.
ZHOU He-rong, CHEN Ming-ming, DU Cui-wei, MA Jian, JIE Gan-xin, LI Xiao-gang. Synthesis of intermetallic compound Al_2CuMg[J]. Journal of Aeronautical Materials, 2013, 33(2): 35−40.

[10] LI Jing-feng, ZHENG Zi-qiao, JIANG Na, TAN Cheng-yu. Localized corrosion mechanism of 2xxx-series Al alloy containing S(Al_2CuMg) and θ'(Al_2Cu) precipitates in 4.0% NaCl solution at PH 6.1[J]. Materials Chemistry and Physics, 2005, 91: 325−329.

[11] 李培越, 熊柏青, 张永安, 李志辉, 王国军, 王 锋, 朱宝宏. 2D70 耐热铝合金显微组织均匀化热处理[J]. 中国有色金属学报, 2010, 20(11): 2101−2105.
LI Pei-yue, XIONG Bai-qing, ZHANG Yong-an, LI Zhi-hui, WANG Guo-jun, WANG Feng, ZHU Bao-hong. Homogenization treatment and microstructure of semicontinuous cast ingot of 2D70 heat-resistance aluminum alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2010, 20(11): 2101−2105.

[12] 陈宇强, 潘素平, 易丹青, 刘文辉, 蔡志华, 唐昌平. 2E12 铝合金均匀化过程微观组织演变规律[J]. 中南大学学报(自然科学版), 2017, 48(2): 316−324.
CHEN Yu-qiang, PAN Su-ping, YI Dan-qing, LIU Wen-hui, CAI Zhi-hua, TANG Chang-ping. Microstructure evolutions of 2E12 Al alloy during homogenization[J]. Journal of Central South University(Science and Technology), 2017, 48(2): 316−324.

[13] 刘海全, 许晓嫦, 吴 峰. 2524 铝合金均匀化过程中的组织演变[J]. 材料热处理学报, 2015, 36(11): 47−53.
LIU Hai-quan, XU Xiao-chang, WU Feng. Evolution of microstructure of 2524 aluminum alloy during homogenization[J]. Transaction of Materials and Heat Treatment, 2015, 36(11): 47−53.

[14] WANG S C, STARINK M J. Precipitates and intermetallic phases in precipitation hardening Al-Cu-Mg-(Li) based alloys[J]. International Materials Reviews. 2005, 50(4): 193−215.

[15] 《航空制造工程手册》总编委会. 航空制造工程手册—特种加工[M]. 北京: 航空工业出版社, 1993: 622−623.
General editorial committee. Aviation manufacturing engineering handbook — Nontraditional machining[M]. Beijing: Aviation Industry Press, 1993: 622−623.

[16] BIRBILIS N, BUCHHEIT R G. Investigation and discussion of characteristics for intermetallic phases common to aluminum alloys as a function of solution pH[J]. Journal of the Electrochemical Society, 2008, 155(3): C117−C126.

[17] 李劲风, 郑子樵, 任文达. 第二相在铝合金局部腐蚀中的作用机制[J]. 材料导报, 2005, 19(2): 81−83.
LI Jing-feng, ZHENG Zi-qiao, REN Wen-da. Function mechanism of secondary phase on localized corrosion of Al alloy[J]. Material Reports, 2005, 19(2): 81−83.

[18] ZHU Dan-qing, van OOIJ W J. Corrosion protection of AA 2024-T3 by bis-[3-(triethoxysilyl)propyl]tetrasulfide in neutral sodium chloride solution. Part 1: Corrosion of AA 2024-T3[J]. Corrosion Science, 2003, 45: 2163−2175.

[19] YIN Yuan, LUO Bing-hui, JING Hui-bo, BAI Zhen-hai, GAO Yang. Influences of quench cooling rate on microstructure and corrosion resistance of Al-Cu-Mg alloy based on the end-quenching test[J]. Metallurgical and Materials Transactions B, 2018, 49: 2248−2250.

[20] SHI Hong-wei, TIAN Zhen-huang, HU Tian-hui, LIU Fu-chun, HAN En-hou, TARYBA M, LAMAKA S V. Simulating corrosion of Al_2CuMg phase by measuring ionic currents, chloride concentration and pH[J]. Corrosion Science, 2014, 88: 178−186.

Effect of Cu and Mg content on surface roughness of 2A12 Al alloy after chemical milling

ZHANG Xin, LUO Bing-hui, BAI Zhen-hai, HE Cui-yun, TANG Cheng-lu

(School of Materials Science and Engineering, Central South University, Changsha 410083, China)

Abstract: The effect of different Cu and Mg content on the surface roughness of 2A12 Al alloy after chemical milling was investigated by ultra-depth three-dimensional microscope, scanning electron microscope with energy dispersive X-ray spectroscopy, transmission electron microscope, X-ray diffraction analysis and electrochemical measurement. The results indicate that, when the Cu or Mg content in the alloy is at the upper limit of the composition, the surface roughness after milling is 3.4 μm. The reasonable distribution ratio of the alloy is 4.02%Cu+1.39%Mg (mass fraction). The surface roughness after milling is 1.4 μm. The corrosion potentials of the simulated θ phase and S phase in chemical milling solution are more positive than that of the Al matrix. During the electrochemical corrosion process, the θ phase and S phase act as cathodic zone and lead the Al matrix around them be preferentially corroded. Besides, the development of local nonuniform-corrosion results in phase protrusion and corrosion pit. The large-scale corrosion pit with a size of about 50 μm is the main cause to increase surface roughness, whereas, the small-sized intragranular dispersoid such as T-phase ($Al_{20}Cu_2Mn_3$) has little influence on it.

Key words: 2A12 aluninum alloy; Cu content; Mg content; chemical milling; surface roughness; microstructure; simulated phase

Foundation item: Project(JPPT-Y2017-3) supported by State Administration of Science, Technology and Industry, China

Received date: 2019-07-11; **Accepted date:** 2020-04-28

Corresponding author: LUO Bing-hui; Tel: +86-13808425282; E-mail: luobinghui@csu.edu.cn

(编辑　李艳红)