



预变形对超高强铝合金挤压材组织性能的影响

张香丽, 许晓静, 凌智勇, 蒋伟, 谈成, 赵建吉

(江苏大学 先进制造与现代装备技术工程研究院, 镇江 212013)

摘要: 采用硬度与电导率测试、拉伸试验、晶间腐蚀和剥落腐蚀试验以及X射线衍射(XRD)、扫描电镜(SEM)、电子背散射衍射(EBSD)分析方法研究预变形对Al-12.45Zn-3.56Mg-1.12Cu-0.21Zr-0.0553Sr铝合金挤压材组织与性能的影响。结果表明: 该合金在(121 °C, 24 h)时效制度下, 预变形处理能有效引入位错, 位错密度从 $0.197 \times 10^{-14} \text{ m}^{-2}$ 提高到 $1.156 \times 10^{-14} \text{ m}^{-2}$; 同时, 由于位错对强度的贡献高达58.7 MPa。根据EBSD分析, 经预变形处理后, 合金的低角度晶界所占比例为66.2%, 比未经预变形处理的合金提高12.6%, 平均晶界角度值降低3.894°, 平均晶粒尺寸增长6.396 μm 。预变形能够明显提高合金的抗晶间腐蚀性能(最大晶间腐蚀深度由222.1 μm 降低至165 μm), 对剥落腐蚀性能的影响不明显。

关键词: 超高强铝合金; 挤压材; 预变形; 显微组织; 性能

中图分类号: TG146.2

文献标志码: A

超高强铝合金作为一种高性能材料, 加上自身密度低、加工性能好、比强度和比刚度高等优点, 被广泛应用于航空航天、武器装备、交通运输等领域^[1-4]。随着工业的快速发展, 对作为主体结构材料的铝合金性能的要求也越来越苛刻。研制出抗拉强度更高、性能更优越的超高强铝合金已成为备受关注的研究课题。

为了保证在提高合金强度的同时不降低合金的塑性和韧性, 通常采用冷加工变形后低温热处理的方法。对于超高强铝合金, 固溶后对材料进行一定程度的预变形, 然后对材料进行时效处理。同时变形量不是越大越好, 通常控制在30%以内。对合金进行预变形处理的目的是对合金人为的引入位错, 通过位错来影响合金的析出进程, 从而改变合金的相关性能。研究发现: 预变形工艺可以改善2519A铝合金的抗腐蚀性能, 加快时效动力学, 缩短合金强度达到峰值的时间^[5-7]。固溶后时效前对合金进行冷变形加工, 一方面能减小合金内部的残余应力, 同时也能向合金引入位错, 加快合金的时效动力学。预变形有时也会对材料产生不利影响, 对于某些类型的铝合金, 预变形反而会加重合金的晶间腐蚀程度^[8]。本文作者研究固溶处理后增

加预变形工艺对实验合金组织与性能的影响, 以期新型铝合金挤压材性能的提升提供可靠的参考依据。

1 实验

合金制备以A00工业纯Al(99.79%, 质量分数)、工业纯Zn(99.9%)、工业纯Mg(99.9%)和Al-50% Cu、Al-4% Zr及Al-10% Sr中间合金为原材料, 在800 °C的电阻炉中熔炼(加入中间合金元素熔化-精炼除气、扒渣-静置冷却降温使气体逸出), 在720 °C左右浇注在铸铁模(铸模上端外径: 235 mm; 内径: 215 mm; 下端外径: 235 mm; 内径: 120 mm; 模高: 50 mm)中, 铸锭质量约为28 kg。

成分分析在EDS能谱仪上完成, 其结果列于表1。对该合金铸锭进行多级均质化和挤压变形处理, 均质化退火工艺为(400 °C, 6 h)+(420 °C, 6 h)+(440 °C, 6 h)+(460 °C, 12 h), 挤压比为12:1, 挤压成直径为35 mm的棒料。固溶制度采用强化固溶(450 °C, 2 h)+(460 °C, 2 h)+(470 °C, 2 h), 固溶后立即水淬, 然后进行T6时效处理, 时效制度为(121 °C, 24 h)。样品

基金项目: 国家自然科学基金资助项目(51074079); 江苏省工业科技支撑计划项目(BE2008118); 江苏省高校研究生科研创新计划项目(CXLX110563); 江苏大学“拔尖人才培养工程”基金资助项目(1211110001)

收稿日期: 2015-05-06; **修订日期:** 2015-12-02

通信作者: 许晓静, 教授, 博士; 电话: 13952877885; E-mail: xjxu67@ujs.edu.cn

表 1 铝合金的实测成分

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

Zn	Mg	Cu	Zr	Sr	Al
12.45	3.56	1.12	0.21	0.0553	Bal.

编号分别为样品 1 和样品 2，其中样品 2 在固溶后随即施加 2%~3%预变形处理，随后进行 T6 时效处理(同样品 1)。

按照标准 GB/T 228-2002^[9]，用 WDW-200G 型微机高温电子万能试验机进行拉伸性能测试。用 Nikon EPIPHOH 300 型光学显微镜进行显微观察。用 D8 ADVANCE 型 X 射线衍射仪测定该合金分析谱中的衍射峰和其半高峰宽，扫描速率设定为 5 (°)/min，扫描范围为 30°~120°，Cu 靶 K_α 射线，波长(λ)为 0.154 06 nm。用配有 Oxford Instrument HKL EBSD 设备的 Zeiss Supra 55 型 SEM 进行扫描观察。金相试样的腐蚀试剂为 Graff Sargent 试剂(1 mL HF+16 mL HNO₃+3 g CrO₃+83 mL 蒸馏水)。按照 GB 7998-2005 标准^[10]和 ASTM G110-1992 标准^[11]进行晶间腐蚀试验。按照 GB/T 22639-2008 标准^[12]和 ASTM G34-2001 标准^[13]进行剥落腐蚀(EXCO)试验，用数码相机对其整体宏观形貌进行观察。用 HV-1000 型显微硬度测试仪测试硬度，用 7501 型涡流导电仪测试电导率。

2 实验结果

2.1 显微组织

图 1 分别为合金 1 和 2 经固溶-T6 时效和固溶-预变形-T6 时效后的显微组织。由图 1 可见，预变形处理后实验合金部分晶粒尺寸较大，其原因归因于预变形后时效过程中合金发生回复现象，再结晶使得晶粒尺寸变大。

对合金元素面扫描(见图 2(a)和(b))发现，预变形处理后气孔明显变小，晶粒大小分布不均匀，部分区域晶粒偏大，导致平均晶粒尺寸变大。对图中部分区域进行能谱分析，结果表明：未经预变形处理的合金局部位置(标记 A 处)有 Fe 元素的富集，其成分含量如图 2(c)所示，含铁相是熔铸时凝固过程中形成的，在超高强铝合金中极少存在。含铁相不会随后续的加工和热处理而消除，只会发生改变(主要是形貌转变，转变完还是含铁相)和破碎。经预变形处理后铸锭组织均匀分布，Al、Zn、Mg、Cu 是主要组成元素，相比之下，铝基体几乎不含 Mg、Cu 和 Zn 元素，标记 B 处

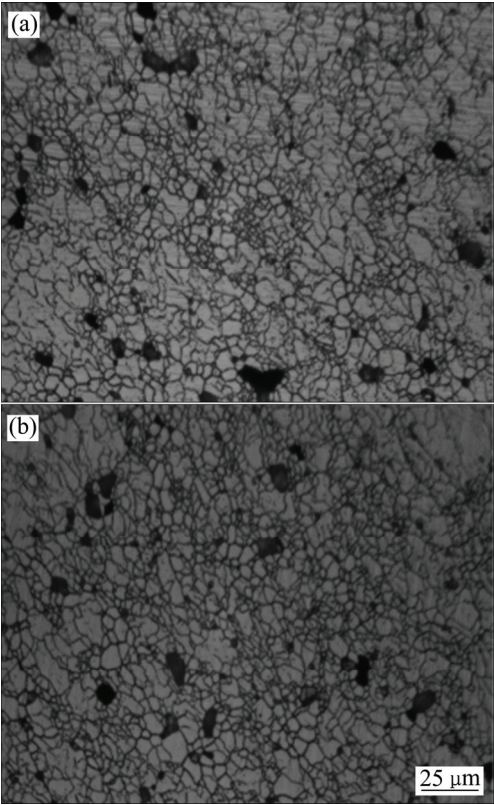


图 1 实验合金挤压材的金相组织
Fig. 1 Microstructure of experimental alloy extrusion materials: (a) Alloy 1; (b) Alloy 2

成分含量如图 2(d)所示，可知合金经固溶时效后仍有部分 AlZnMgCu 相残留，具体相成分需经后续 XRD 分析验证说明。

图 3 所示为铝合金挤压材 1 和 2 在两种不同热处理工艺下的 EBSD 组织、晶粒尺寸和晶界角度分布图。由图 3 可以看出，预变形处理后合金晶粒有长大的趋势，同时有部分较大的晶粒存在。表 2 列出了合金平均晶粒尺寸、高及低角度晶界的百分比、高及低角度晶界的角度平均值。由表 2 可知，预变形处理增大了合金的平均晶粒尺寸(从 4.748 μm 增大到 11.144 μm)，降低平均晶界角度(从 21.701°降低到 17.807°)，提高低角度晶界的比例(从 0.536 提高到 0.662)，增大其平均角度(从 4.660°增加到 5.354°)，同时，高角度晶界的比例明显降低，但其角度平均值变化不大。这表明预变形并不能有效细化该合金的晶粒尺寸，但一定程度上能够提高合金的低角度晶界百分比。

2.2 XRD 分析

图 4 所示为合金 1 和 2 经固溶-T6 时效与固溶-预变形-T6 时效处理后的 XRD 分析谱和半高峰宽图。

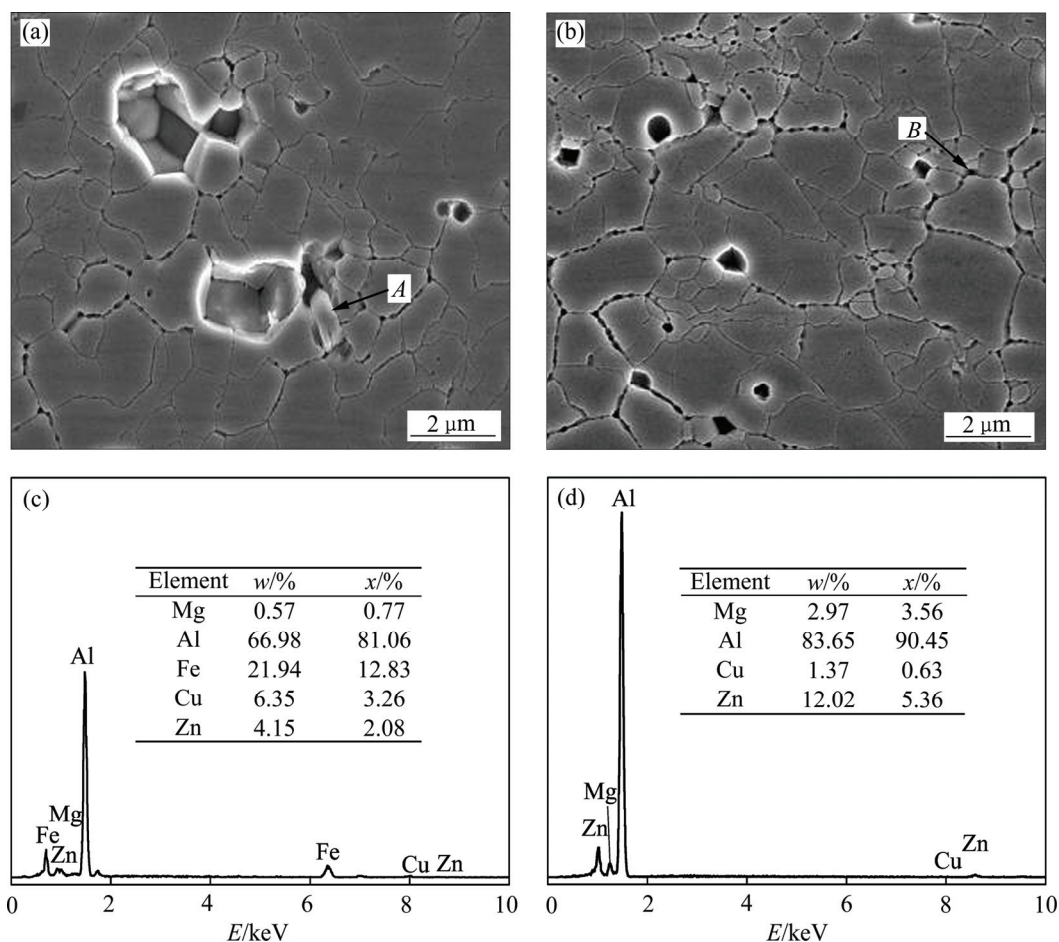


图 2 实验合金挤压材的 SEM 像及 EDS 分析

Fig. 2 SEM images((a), (b)) and EDS spectrum and element analysis results((c), (d)) of experimental alloy extrusion materials

从 XRD 分析谱图中可以看出, 合金在扫描角度 $38^{\circ}\sim 46^{\circ}$ 之间具有比较明显的析出相衍射峰, 实验数据经 MDI Jade 5.0 软件处理并进行物相定性分析, 发现其衍射峰与 Al_2CuMg 相的特征峰吻合度较高, 此外未发现其它相的存在, 表明合金在加工过程中除含 Al 基体外, 还有少量 $S(\text{Al}_2\text{CuMg})$ 相析出, S 相一般溶解温度较高, 在固溶过程中难以消除。比较图 4(a)和(c)可以看出, 预变形处理后合金的(111)晶面衍射峰最强, 晶粒数相对较多; (200)晶面强度次之, (222)晶面强度较弱, 强度比率明显变化, 晶体取向特征更加明显, 说明预变形处理增大合金的晶体取向; 比较图 4(b)和(d)可见, 预变形处理后合金的 XRD 半高峰宽明显变高, 说明预变形处理后合金内部晶格应变和位错密度相对较高。

半高峰宽($\delta 2\theta$)、最高衍射峰角度(θ_0)、Cu K_{α} 射线波长($\lambda=0.15406$ nm)与相干衍射区尺寸(d)、晶格畸变($\langle e \rangle$)之间的关系, 如下式所示^[14]:

$$\frac{(\delta 2\theta)^2}{\tan^2 \theta_0} = \frac{\lambda}{d} \left(\frac{\delta 2\theta}{\tan \theta_0 \cdot \sin \theta_0} \right) + 25\langle e^2 \rangle \quad (1)$$

图 5 所示为实验合金经固溶-T6 和固溶-预变形-T6 处理后 $(\delta 2\theta)^2 / \tan^2 \theta_0$ 与 $\delta 2\theta / (\tan \theta_0 \sin \theta_0)$ 之间的关系。通过线性回归得到模拟曲线, 可以理解为斜率为 λ/d , 截距为 $25\langle e^2 \rangle$ 的直线, 从而得到相干衍射区尺寸(d)和晶格畸变($\langle e \rangle$), 其结果见表 3。式(2)中揭示了合金的位错密度(ρ)、相干衍射区尺寸(d)以及平均晶格畸变($\langle e^2 \rangle^{1/2}$)之间的内在关系^[14-15]:

$$\rho = (2\sqrt{3}\langle e^2 \rangle^{1/2}) / (d \times b) \quad (2)$$

式中: b 为柏氏矢量, 对于 Al 合金, $b=0.286$ nm。根据式(2), 将计算结果列于表 3。

位错对强度的贡献(σ_p)与位错密度(ρ)之间的关系见公式(3)所示:

$$\sigma_p = M\alpha G |b| \rho^{1/2} \quad (3)$$

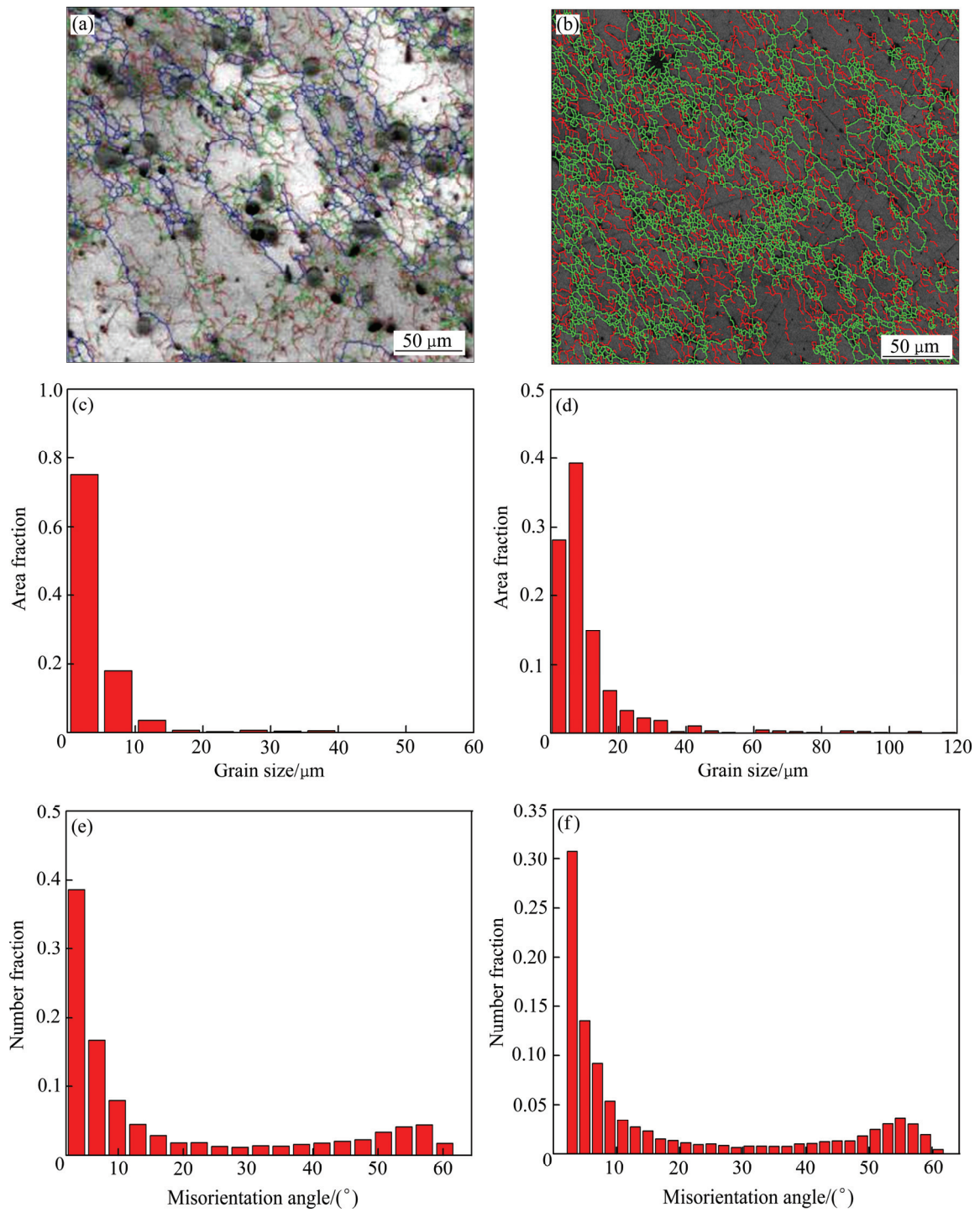


图 3 实验合金挤压材的 EBSD 组织、晶粒尺寸和晶界角度分布图

Fig. 3 EBSD microstructures, grain size distributions and grain boundary angle distributions of experimental alloy extrusion materials: (a), (c), (e) Alloy 1; (b), (d), (f) Alloy 2

表 2 从 EBSD 分析计算得到的平均晶粒尺寸、高及低角度晶界的百分比、平均高及低角度晶界角度

Alloy	$\geq 1^\circ$		$1^\circ\text{--}15^\circ$		$\geq 15^\circ$	
	No.	L	θ	$1-f_H$	f_H	θ_{HAGB}
1		4.748	21.701	0.536	0.464	41.401
2		11.144	17.807	0.662	0.338	42.172

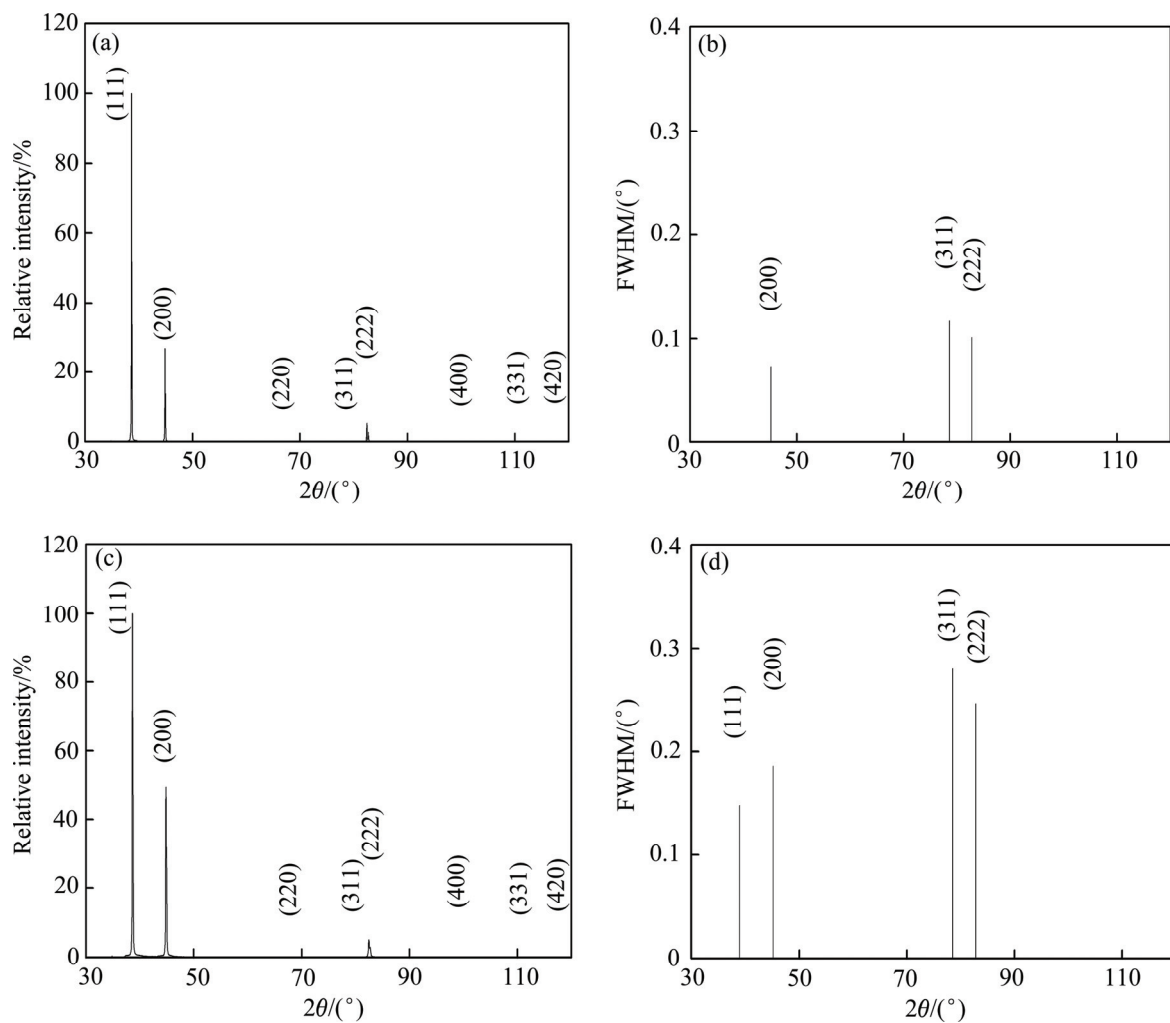


图 4 实验合金挤压材的 XRD 分析谱及半高峰宽

Fig. 4 XRD pattern and FWHM of experimental alloy extrusion materials: (a) XRD spectrum of Alloy 1; (b) FWHM of Alloy 1; (c) XRD spectrum of Alloy 2; (d) FWHM of Alloy 2

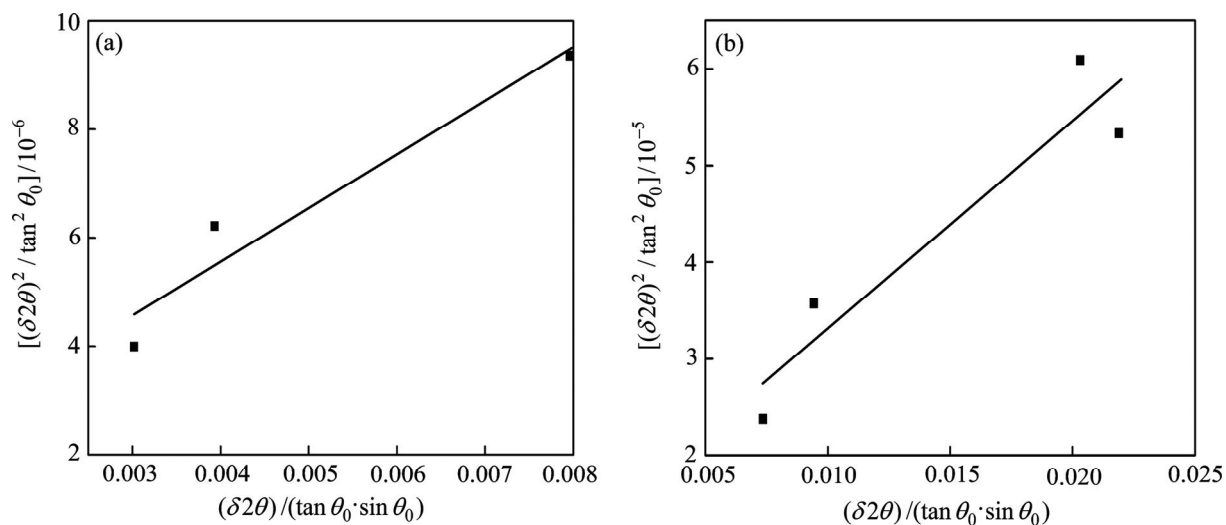


图 5 合金的 XRD 数据拟合曲线

Fig. 5 Data fitting curves from XRD data of alloys: (a) Alloy 1; (b) Alloy 2

表 3 从 XRD 数据计算出的微观结构与力学性能的特征参数

Table 3 Microstructural and mechanical features calculated from XRD data

Alloy No.	<i>d</i> /nm	$\langle e^2 \rangle^{1/2}/\%$	$\rho/10^{14} \text{ m}^{-2}$	σ_p/MPa
1	154.91	2.514×10^{-4}	0.197	24.21
2	71.66	6.834×10^{-4}	1.156	58.70

式中：*M* 为泰勒位向因子(忽略织构时，值为 3.06)； α 为数值因子，其值为 0.24；*G* 为剪切模量，大小为 26 GPa。

由表 3 可见，增加预变形工艺后，合金的相干衍射区尺寸明显减小，合金的位错密度和晶格畸变相应提高，说明预变形能有效引入位错，且位错对强度的贡献高达 58.7 MPa。引入位错的数量与合金的变形程度有关，当变形量较小时，形成的位错相对较少，其提供位错强化效果高于位错作为晶格缺陷促进 η 平衡相析出导致的弱化效果，造成强度提高。合金固溶处理后立即进行 2%~3% 的预变形处理，一方面削弱了合金因淬火导致的局部大应力集中，改善合金内部淬火残余应力的分布；另一方面，预变形显著提高了合金的位错密度^[16]，使得铝基体的晶格畸变程度提高。

2.3 硬度和电导率测试

表 4 所列为合金 1 和 2 在两种不同热处理工艺下的硬度和电导率值。由表 4 可以看出，两种工艺下的合金硬度均处于较高水平，预变形处理提高了合金的硬度(由 221.57 HV 提高至 232.43 HV)和电导率(由 25.46%(IACS)提高至 25.92%(IACS))。通常而言，硬度越高的合金，其本身的屈服强度也越高。同时，电导率在一定程度上可以评定合金抗腐蚀性能的优劣，一般情况下电导率越高，抗腐蚀性能越好。

表 4 实验合金的硬度和电导率

Table 4 Hardness and electrical conductivity of aluminum alloy

Alloy No.	Hardness, HV	Conductivity(IACS)/%
1	221.57	25.46
2	232.43	25.92

2.4 拉伸性能

表 5 所示为合金 1 和 2 在两种不同工艺下的屈服强度、抗拉强度和伸长率。由表 5 可以发现，预变形

表 5 实验合金的屈服强度、抗拉强度和伸长率

Table 5 Yield strength, tensile strength and elongation of alloy

Alloy No.	Yield strength/MPa	Tensile strength/MPa	Elongation/%
1	667.8	693.6	4.0
2	682.3	738.6	5.0

处理提高了合金的抗拉强度(由 693.6 MPa 提高至 738.6 MPa)、屈服强度(由 667.8 MPa 提高至 682.3 MPa)及伸长率(由 4.0%提高至 5.0%)。

图 6 所示为合金 1 和 2 挤压材拉伸试样的断口形貌。由图 6 可以看出，固溶-T6 工艺下合金的断裂形式较复杂，包含少量分布不均匀的韧窝断裂(如 *A* 处所示)，沿晶断裂特征比较明显，同时包含比例较高的穿晶剪切断裂(如 *B* 处所示)。另外，在图 6 中有较多深而长的微裂纹；而预变形处理后，合金断裂形式相对简单，主要为分布均匀数量众多的韧窝断裂，仅有极少数穿晶剪切断裂存在。

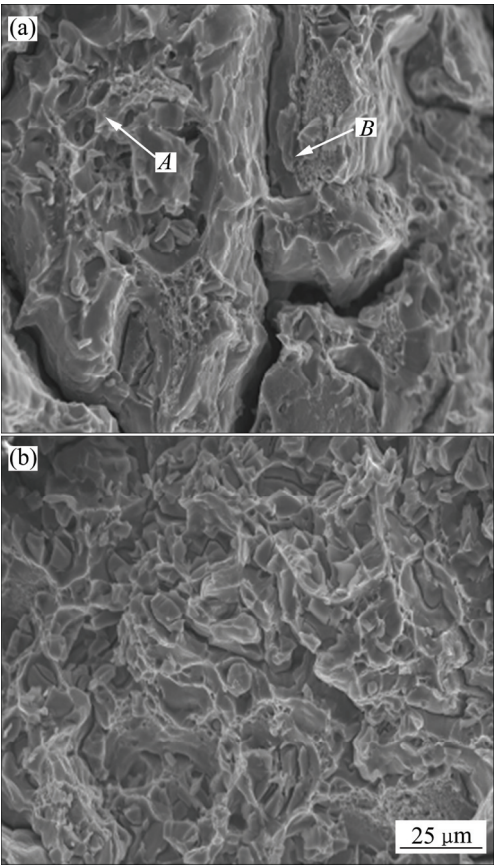


图 6 实验合金挤压材的拉伸断口形貌
Fig. 6 Tensile fractographs of experimental alloy extrusion materials: (a) Alloy 1; (b) Alloy 2

2.5 晶间腐蚀和剥落腐蚀性能

图 7 所示为合金 1 和 2 挤压材在不同热处理下的晶间腐蚀形貌。由图 7 可见, 晶间腐蚀现象比较明显。测量结果表明, 预变形处理后合金的最大腐蚀深度为 $165\ \mu\text{m}$, 比未经预变形处理的合金下降了 $57.1\ \mu\text{m}$ 。这说明预变形处理明显改善了合金的抗晶间腐蚀性能, 这是因为无沉淀析出带(PFZ)变窄, 晶界析出相(GBP)由连续网状分布逐渐变为不连续分布, 进一步阻碍了材料的腐蚀通道, 从而增强了合金的抗晶间腐蚀能力。

图 8 所示为合金 1 和 2 挤压材在固溶-T6 与固溶-预变形-T6 时效工艺下的剥落腐蚀形貌。由图 8 可看出, 两种工艺下, 试样表面均呈严重的分层并有大量的腐蚀坑, 只有零星的银灰色区域表层的金属未发生剥落, 剥落腐蚀等级均为 EC 级, 这说明预变形处理对合金的抗剥落腐蚀性能改善不明显。

3 分析与讨论

3.1 预变形对合金强化机理的影响

Al-Zn-Mg-Cu 系铝合金的屈服强度($\sigma_{0.2}$)可通过下

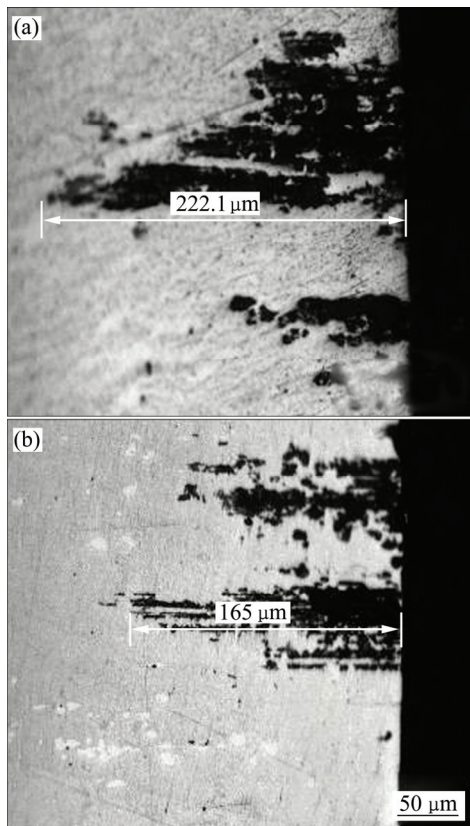


图 7 实验合金的晶间腐蚀形貌

Fig. 7 Intergranular corrosion morphologies of alloys: (a) Alloy 1; (b) Alloy 2

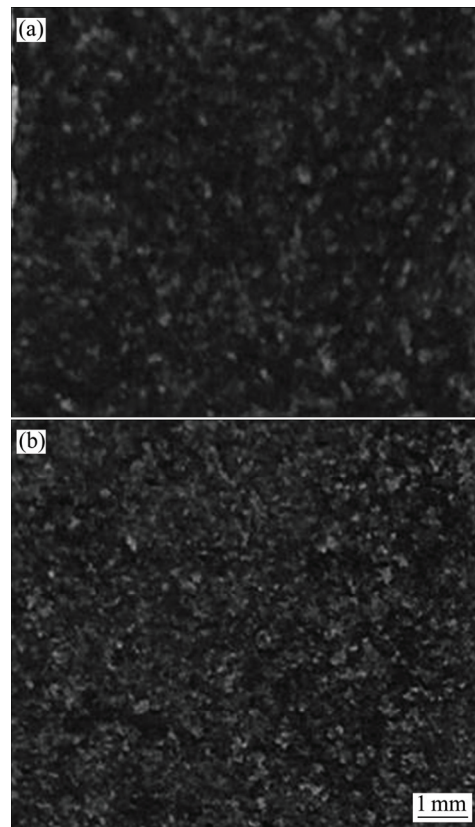


图 8 实验合金的剥落腐蚀形貌

Fig. 8 Exfoliation corrosion morphologies of experimental alloys: (a) Alloy 1; (b) Alloy 2

式表示:

$$\sigma_{0.2} = \sigma_0 + \sigma_\rho + \sigma_{\text{LAGB}} + \sigma_{\text{HAGB}} + \sigma_{\text{ss}} + \sigma_t \quad (4)$$

式中: σ_0 为晶格摩擦应力; σ_ρ 为晶粒内部位错强化; σ_{LAGB} 为低角度晶界强化; σ_{HAGB} 为高角度晶界强化; σ_{ss} 为固溶强化; σ_t 为时效强化。

σ_ρ 、 σ_{LAGB} 及 σ_{HAGB} 对合金性能的影响由函数描述^[17-18]:

$$\sigma_\rho + \sigma_{\text{LAGB}} = M\alpha G[b\rho^2 + 3b(1-f_H)\bar{\theta}_{\text{HAGB}}/\bar{L}]^{1/2} \quad (5)$$

$$\sigma_{\text{HAGB}} = k_{\text{H-P}}(f_H/L)^{1/2} \quad (6)$$

式中: f_H 为高角度晶界百分比; $k_{\text{H-P}}$ 为 Hall-Petch 系数, 其值为 $0.04\ \text{MPa}\cdot\text{m}^{-1/2}$ 。高、低角度晶界强化和总晶界强化对合金屈服强度的贡献值见表 6。

由表 6 可见, 预变形处理提高了合金位错强化、低角度晶界强化和高角度晶界强化的总强化, 从 $95.46\ \text{MPa}$ 提高到 $107.34\ \text{MPa}$, 提高了近 $12\ \text{MPa}$ 。根据拉伸性能的实验结果, 合金的屈服强度提高 $14.5\ \text{MPa}$, 在误差允许范围内, 理论值和实验值相符合, 这说明合金强度的提高主要归因于合金晶粒内部的位错强化。

表 6 实验合金的晶界强化与晶粒内部位错强化

Table 6 Dislocation strengthening and grain-boundaries strengthening of aluminum alloy

Alloy No.	$(\sigma_p + \sigma_{LAGB}) / \text{MPa}$	$\sigma_{HAGB} / \text{MPa}$	$(\sigma_p + \sigma_{LAGB} + \sigma_{HAGB}) / \text{MPa}$
1	82.91	12.55	95.46
2	100.37	6.97	107.34

3.2 预变形对合金抗腐蚀性能的影响

合金在经预变形处理后，产生了较多的位错和空位等晶体缺陷，这些缺陷的高能量使得 η' 相优先形核，在时效处理时产生高度弥散分布的细小 η' 相。晶内 η' 相析出的数目增多，意味着沿晶界析出的 η' 相数目相应变少，导致 PFZ 变窄，进而使晶内和晶界的电位差变小，由电位差引起的电化学反应程度也就变弱，从而增强了样品的抗晶间腐蚀能力。剥落腐蚀属于晶间腐蚀的一种特殊形式，它源于合金表面晶界电化学反应产物发生聚集导致体积膨胀，膨胀的聚集物增加晶界区域的内应力，引起合金表面点蚀、爆皮等现象，其影响因素主要取决于抗晶间腐蚀和晶粒形貌。由于合金内部粗大难溶第二相的存在以及成分不均匀的原因，合金经预变形处理后的剥落腐蚀性能没有明显改善。另外合金组织中低角度晶界的比例也会影响合金的抗腐蚀性能，低角度晶界的晶界能相对较低，因此状态稳定，在腐蚀环境中不容易被腐蚀。

4 结论

- 1) 预变形处理使合金晶粒尺寸变大(由 4.748 μm 提高至 11.144 μm)，这归因于铝合金在时效过程中发生回复现象。
- 2) 预变形处理能有效引入位错，提高合金的位错密度和位错强化效果。
- 3) 预变形处理明显降低高角度晶界比例，抑制固溶时再结晶，并在一定程度上提高低角度晶界比例。
- 4) 预变形处理明显提高合金的抗晶间腐蚀性能，对剥落腐蚀性能影响不大。

REFERENCES

[1] 刘 兵, 彭超群, 王日初, 王小峰, 李婷婷. 大飞机用铝合金的研究现状及展望[J]. 中国有色金属学报, 2010, 20(9): 1705–1715.
LIU Bing, PENG Chao-qun, WANG Ri-chu, WANG Xiao-feng,

LI Ting-ting. Recent development and prospects for giant plane aluminum alloys[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2010, 20(9): 1705–1715.
[2] 王少华. 高强铝合金的微合金化及热处理工艺研究[D]. 大连: 大连理工大学, 2011.
WANG Shao-hua. Study of microalloying and heat treatment process of high strength aluminum alloy[D]. Dalian: Dalian University of Technology, 2011.
[3] ZHANG W, XING Y, JIA Z H, YANG X F, LIU Q, ZHU C L. Effect of minor Sc and Zr addition on microstructure and properties of ultra-high strength aluminum alloy[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2014, 24(12): 3866–3871.
[4] 胡 炜, 王彦红, 赵小军, 肖来荣, 饶 博, 章 玮. 热型连铸铝线的制备及其显微组织和性能[J]. 中国有色金属学报, 2015, 25(7): 1882–1889.
HU Wei, WANG Yan-hong, ZHAO Xiao-jun, XIAO Lai-rong, RAO Bo, ZHANG Wei. Preparation of aluminum wire by Ohno continuous casting and its microstructure and properties[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2015, 25(7): 1882–1889.
[5] 张新明, 刘 玲, 贾寓真. 拉伸与轧制预变形对 2519A 铝合金组织与力学性能的影响[J]. 中国有色金属学报, 2010, 20(6): 1088–1094.
ZHANG Xin-ming, LIU Ling, JIA Yu-zhen. Effects of stretching and rolling pre-deformation on microstructures and mechanical properties of 2519A aluminum alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2010, 20(6): 1088–1094.
[6] 刘 瑛, 张新明, 刘 波, 李慧中, 高 慧. 预变形量对 2519 铝合金抗晶间腐蚀性能的影响[J]. 中国有色金属学报, 2006, 16(9): 1545–1550.
LIU Ying, ZHANG Xin-ming, LIU Bo, LI Hui-zhong, GAO Hui. Effect of degree of predeformation on corrosion resistance of 2519 aluminum alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2006, 16(9): 1545–1550.
[7] 刘 瑛, 张新明, 周古昕, 刘 波, 李慧中, 高 慧, 李惠杰. 预变形量对 2519 铝合金抗剥落腐蚀性能的影响[J]. 材料热处理学报, 2006, 27(6): 61–65.
LIU Ying, ZHANG Xin-ming, ZHOU Gu-xin, LIU Bo, LI Hui-zhong, GAO Hui, LI Hui-jie. Effect of predeformation amount on exfoliation corrosion resistance of 2519 aluminium alloy[J]. Transactions of Materials and Heat Treatment, 2006, 27(6): 61–65.
[8] 王 月, 吴庭翱. 含钕 Al-Mg 合金的抗应力腐蚀和剥落腐蚀性能研究[J]. 中国腐蚀与防护学报, 2005, 25(4): 218–221.
WANG Yue, WU Ting-ao. Stress corrosion cracking and exfoliation corrosion resistance of Al-Mg alloy with addition of scandium[J]. Journal of Chinese Society for Corrosion and Protection, 2005, 25(4): 218–221.
[9] GB/T 228—2002. 金属材料室温拉伸试验方法[S].
GB/T 228—2002. Metallic materials-tensile testing at ambient

- temperature[S].
- [10] GB/T 7998—2005. 铝合金晶间腐蚀测定方法[S].
GB/T 7998—2005. Test method for intergranular corrosion of aluminium alloy[S].
- [11] ASTM G110—92 (2009). Standard practice for evaluating intergranular corrosion resistance of heat treatable aluminum alloys by immersion in sodium chloride+hydrogen peroxide solution[S].
- [12] GB/T 22639—2008. 铝合金加工产品的剥落腐蚀试验方法[S].
GB/T 22639—2008. Test method of exfoliation corrosion for wrought aluminum and aluminum alloys[S].
- [13] ASTM G34—01 (2007). Standard test method for exfoliation corrosion susceptibility in 2XXX and 7XXX series aluminum alloys (EXCO Test)[S].
- [14] 许晓静, 张允康, 邓平安, 吴 瑶, 张振强, 卢予东. 预回复退火对 7085 铝合金挤压材组织和性能的影响[J]. 材料热处理学报, 2014, 35(8): 36–40.
XU Xiao-jing, ZHANG Yun-kang, DENG Ping-an, WU Yao, ZHANG Zhen-qiang, LU Yu-dong. Effect of pre-recovery-annealing treatment on microstructure and properties of extruded 7085 aluminum alloy[J]. Transactions of Materials and Heat Treatment, 2014, 35(8): 36–40.
- [15] MA Ka-ka, WEN Hai-ming, HU Tao, et al. Mechanical behavior and strengthening mechanisms in ultrafine grain precipitation-strengthened aluminum alloy[J]. Acta Materialia, 2014, 62: 141–155.
- [16] 林 茂, 刘志义, 陈 来, 王 恒, 柏 松. 预拉伸变形对 Al-Cu-Mg 合金腐蚀性能的影响[J]. 粉末冶金材料科学与工程, 2015, 20(1): 72–77.
LIN Mao, LIU Zhi-yi, CHEN Lai, WANG Heng, BAI Song. Effect of pre-stretching on corrosion behavior of Al-Cu-Mg alloy[J]. Materials Science and Engineering of Powder Metallurgy, 2015, 20(1): 72–77.
- [17] MARCELLO C. Microstructure strengthening mechanisms in different equal channel angular pressed aluminum alloys[J]. Materials Science and Engineering A, 2013, 560: 413–432.
- [18] LUO P, MCDONALD D T, XU W. A modified Hall-Petch relationship in ultrafine-grained titanium recycled from chips by equal channel angular pressing[J]. Scripta Materialia, 2012, 66(10): 785–788.

Effect of pre-deformation on microstructure and properties of ultra-high strength aluminum alloy extrusion materials

ZHANG Xiang-li, XU Xiao-jing, LING Zhi-yong, JIANG Wei, TAN Cheng, ZHAO Jian-ji

(Institute of Advanced Manufacturing and Modern Equipment Technology Engineering,
Jiangsu University, Zhenjiang 212013, China)

Abstract: The effects of pre-deformation on microstructure and properties of Al-12.45Zn-3.56Mg-1.12Cu-0.21Zr-0.0553Sr ultra-high strength aluminum alloy extrusion materials were studied by means of micro-hardness tester and electrical conductivity test, tensile test, intergranular and exfoliation corrosion experiment, X-ray diffraction (XRD), scanning electron microscopy (SEM) and electron back-scattered diffraction (EBSD) analysis. The results show that in the aging system at 121 °C for 24 h, the pre-deformation can effectively introduce dislocations, the dislocation density increases from $0.197 \times 10^{-14} \text{ m}^{-2}$ to $1.156 \times 10^{-14} \text{ m}^{-2}$, and the strength reaches up to 58.7 MPa because of the dislocation contribution. Based on EBSD analysis, after pre-deformation treatment, the low angle grain boundary proportion (66.2%) of the pre-deformation alloy increases by 12.6% than that of the underformed alloy, the mean misorientation value reduces 3.894° , and the average grain size increases by $6.396 \mu\text{m}$. The pre-deformation treatment can significantly improve the intergranular corrosion resistance properties (the maximum intergranular corrosion depth reducing from $222.1 \mu\text{m}$ to $165 \mu\text{m}$), but little improvement on exfoliation corrosion performance.

Key words: ultra-high strength aluminum alloy; extrusion materials; pre-deformation; microstructure; property

Foundation item: Project(51074079) supported by the National Natural Science Foundation of China; Project (BE2008118) supported by the Industrial Science and Technology Development of Jiangsu, China; Project(CXLX110563) supported by the Research Innovation for Graduate Student of Jiangsu, China; Project(1211110001) supported by the Cultivation of Talents Funds for Jiangsu University, China

Received date: 2015-05-06; **Accepted date:** 2015-12-02

Corresponding author: XU Xiao-jing; Tel: +86-13952877885; E-mail: xjxu67@ujs.edu.cn

(编辑 李艳红)