

# 基于往复挤压的 7034 铝合金形变热处理强韧化机制研究

薛克敏, 张峻源, 严思梁, 许兵, 李萍

(合肥工业大学 材料科学与工程学院 高性能铜合金材料及成形加工教育部工程研究中心, 安徽 合肥 230009)

**摘要:** 为提高 7034 铝合金微观组织均匀性和综合力学性能, 开展了往复挤压剧烈塑性变形工艺与固溶时效制度的优化设计研究, 并表征了不同变形-热处理方案下材料力学性能、晶粒与第二相尺寸分布、位错组态演化的定量规律, 建立了塑性变形和热处理制度与 7034 铝合金的微观组织和力学性能的关联关系。结果表明: 经过 3 道次往复挤压, 平均晶粒尺寸由初始态的 59  $\mu\text{m}$  细化到 7.4  $\mu\text{m}$ , 平均晶粒尺寸标准差从 1 道次的 3.05 下降到 3 道次的 0.8; 固溶时效处理后析出相的强化效果强于细晶强化效果, 导致延伸率从往复挤压变形态的 15%降低到 4%; 相较于双级固溶时效, 单级固溶时效处理后的 MgZn<sub>2</sub> 相尺寸更细小, 密度更高, 且多为半共格的  $\eta'$  相, 位错塞积演变为亚晶, 二者交互作用更强, 起到更好的强化效果。最优热处理制度为单级固溶+单级时效, 在此条件下, 抗拉强度与延伸率分别达到 747 MPa 和 4.3%, 优于双级固溶+双级时效制度。

**关键词:** 7034 铝合金; 往复挤压; 微观组织; 力学性能; 析出相

**中图分类号:** TG319; TG146.21

**文献标识码:** A

**文章编号:** 1002-185X(2023)09-3089-08

Al-Zn-Mg-Cu 合金作为最重要的工程结构材料之一<sup>[1]</sup>, 具有密度低、强度高、断裂韧性好及加工性能好的优点。因此, 在航空航天工业、车辆、大型压力容器等方面具有广泛的应用<sup>[2-3]</sup>。能源危机的到来增加了对力学性能的要求(更高的抗拉强度等)<sup>[4-6]</sup>。大塑性变形工艺(SPD)可以使坯料获得极大的应变, 并产生纳米级晶组织<sup>[7-8]</sup>。SPD 不仅细化晶粒, 提升合金强度<sup>[9]</sup>, 还引入了高密度的位错, 实现了位错强化<sup>[10-11]</sup>。Bakhshi 等<sup>[12]</sup>采用 SPD 来强化 7005 铝合金过程中发现, 晶粒尺寸由 12  $\mu\text{m}$  细化到 1  $\mu\text{m}$ , 此外, 变形促进了后续时效析出相的析出。Jiang 等<sup>[13]</sup>研究发现等通道往复挤压变形后 7005 铝合金形成大量细小等轴晶粒, 位错强化在几种主要强化机制中占主导作用, 但随变形程度增大, 位错回复渐趋显著。Ming 等<sup>[14]</sup>在 350  $^{\circ}\text{C}$  下对 2A14 铝合金进行多向锻造, 发现随着应变增大, 变形不均匀性得到明显改善, 形变诱导析出 Al<sub>2</sub>Cu 相钉扎位错, 阻止了再结晶晶粒的粗化; 同时 Al-Zn-Mg-Cu 合金优良的力学性能依赖于析出相的形成。Li 等<sup>[15]</sup>为提升合金强度, 对挤压态的 7136 铝合金进行 T6 处理, 发现基体中析出的高密度的  $\eta'$  相导致良好的抗拉强度和硬度, 但晶界处的连续  $\eta$  相会增加裂纹敏感

性。Liu 等<sup>[16]</sup>比较了不同热处理工艺后的 7A46 铝合金的力学性能, 相较于双级时效, 峰值时效的强度较高, 尺寸细小并呈弥散分布的  $\eta'$  相是时效后合金达到高强度的原因。

本研究对喷射态 Al-Zn-Mg-Cu 合金进行不同道次的往复挤压试验, 并对变形后试样进行不同参数的热处理, 借助 XRD、OM、EDS、TEM, 研究往复挤压变形道次和热处理制度对合金显微组织和力学性能的影响规律。以期为实现超高强 7034 铝合金锻件的产业化生产奠定一定的理论基础。

## 1 实验

实验材料为喷射沉积态的 7034 铝合金, 切取尺寸为  $\Phi 30\text{ mm} \times 40\text{ mm}$  的试样进行往复挤压试验。由本团队前期进行的 Deform-3D 模拟工作<sup>[17]</sup>结果, 初步确定最优挤压工艺参数为挤压温度 350  $^{\circ}\text{C}$ 、挤压速度 1 mm/s, 挤压比 4。对挤压后的试样采用单级固溶+单级时效和双级固溶+双级时效 2 种制度进行热处理, 并对处理后的试样性能进行对比分析。单级固溶+单级时效热处理制度为先将坯料加热至 480  $^{\circ}\text{C}$  保温 2 h, 然后迅速放入 50  $^{\circ}\text{C}$  温水中进行淬

收稿日期: 2022-09-10

基金项目: 国家自然科学基金 (51575153, 51975175)

作者简介: 薛克敏, 男, 1963 年生, 博士, 教授, 合肥工业大学材料科学与工程学院, 安徽 合肥 230009, E-mail: xuekm0721@sina.com

火处理，之后再 120 °C 保温 24 h 后水冷。而双级固溶+双级时效热处理制度为在 460 °C 保温 2 h，进而升温至 480 °C 保温 1 h，然后迅速放入 50 °C 温水中进行淬火处理，之后 80 °C 保温 10 h，再 120 °C 保温 12 h 后水冷。采用 D/MAX2500V 型 X 射线衍射仪对试样进行 XRD 测试，波长为 0.154184 nm，其管电压和电流为 40 kV 和 40 mA，扫描范围为 10°~90°，步长为 0.02626°。同一试样经砂纸打磨后抛光，采用 Keller 试剂对试样进行腐蚀后在 MR5000 光学显微镜下进行组织观察，采用 Image Pro Plus 软件对各道次的心部、中间及边缘部分晶粒尺寸进行统计，取平均值。采用 MH-3 型维式硬度计分别对往复挤压后和时效后的试样进行硬度测试，保压时间为 15 s，载荷砝码为 200 g，沿试样直径方向测量 10 个点，点的间隔为 1.5 mm，取每个点附近测试的 5 个点的硬度平均值为该点显微硬度结果。室温拉伸试验在 Instron 型试验机上进行，具体拉伸试样尺寸如图 1 所示。采用的拉伸速率为  $6 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 。先用 400# 的砂纸将试样厚度水磨到 50  $\mu\text{m}$ ，然后在冲孔机下冲出直径为  $\Phi 3 \text{ mm}$  的圆片，用 30% 的硝酸甲醇溶液进行电解双喷减薄，减薄仪电压控制在 20 V 左右，随后使用 TECNAI G2 F20 S-TWIN 型透射电子显微镜观察试样，电压为 200 kV，分辨率为 0.24 nm。7034 铝合金经不同道次往复挤压后的试样如图 2 所示。

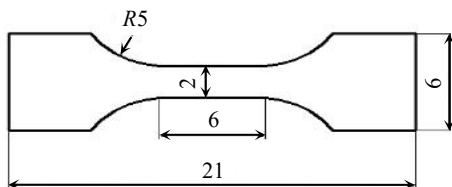


图 1 拉伸试样尺寸

Fig.1 Dimensions of tensile specimen



图 2 不同道次往复挤压试样宏观形貌

Fig.2 Overall profiles of reciprocating-extruded samples with different passes

## 2 结果与讨论

### 2.1 显微组织分析

试验所用的 7034 铝合金实测成分如表 1<sup>[18]</sup>所示。

图 3 为 7034 铝合金初始组织金相照片，平均晶粒尺寸为 59  $\mu\text{m}$ 。

往复挤压会导致晶粒细化并造成试样变形量的不均匀，为深入分析往复挤压道次对于显微组织的影响，选取了变形后的不同区域进行金相观察。图 4 和图 5 分别为 350 °C 不同道次往复挤压下 7034 铝合金横截面不同区域的金相组织和晶粒尺寸统计图。1 道次往复挤压试样横截面心部晶粒尺寸细化不明显，有较多的大尺寸晶粒，平均晶粒尺寸为 16  $\mu\text{m}$ ，边缘处的平均晶粒尺寸为 9  $\mu\text{m}$ ，边缘处的晶粒尺寸显著小于心部。2 道次变形后，心部的粗大晶粒尺寸为 13.2  $\mu\text{m}$ ，边缘的晶粒尺寸为 8.1  $\mu\text{m}$ 。3 道次变形后，晶粒的尺寸得到明显的细化，边缘处晶粒尺寸为 7.4  $\mu\text{m}$ 。晶粒尺寸随着变形道次的增加而减小，分析原因为往复挤压大变形过程中，产生了大量的位错，这些位错相互缠结塞积<sup>[19]</sup>，并且随着变形量的增加，位错密度也开始增加，并逐渐演变成细小的亚晶和形变诱导的再结晶晶粒<sup>[20]</sup>。

同时，心部到边缘的组织均匀性得到改善，1 道次时，心部比边缘处的平均晶粒尺寸大 7  $\mu\text{m}$ ，而 3 道次时，心部平均晶粒尺寸比边缘处大 2.5  $\mu\text{m}$ ，标准差由 1 道次的 3.05 下降到 3 道次的 0.8。

### 2.2 XRD 物相分析

图 6 为往复挤压变形前后合金的 XRD 图谱。主要衍射峰为 Al 基体衍射峰，第二相成分主要是  $\text{MgZn}_2$ ，

表 1 7034 铝合金实测化学成分

Table 1 Measured chemical composition of 7034 aluminium alloy ( $\omega/\%$ )

Zn	Mg	Cu	Zr	Fe	Si	Al
11.52	2.61	1.15	0.14	0.007	0.02	Bal.

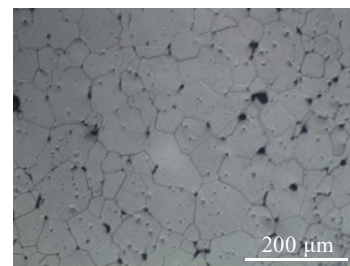


图 3 7034 铝合金的初始金相组织

Fig.3 OM microstructure of 7034 aluminum alloy

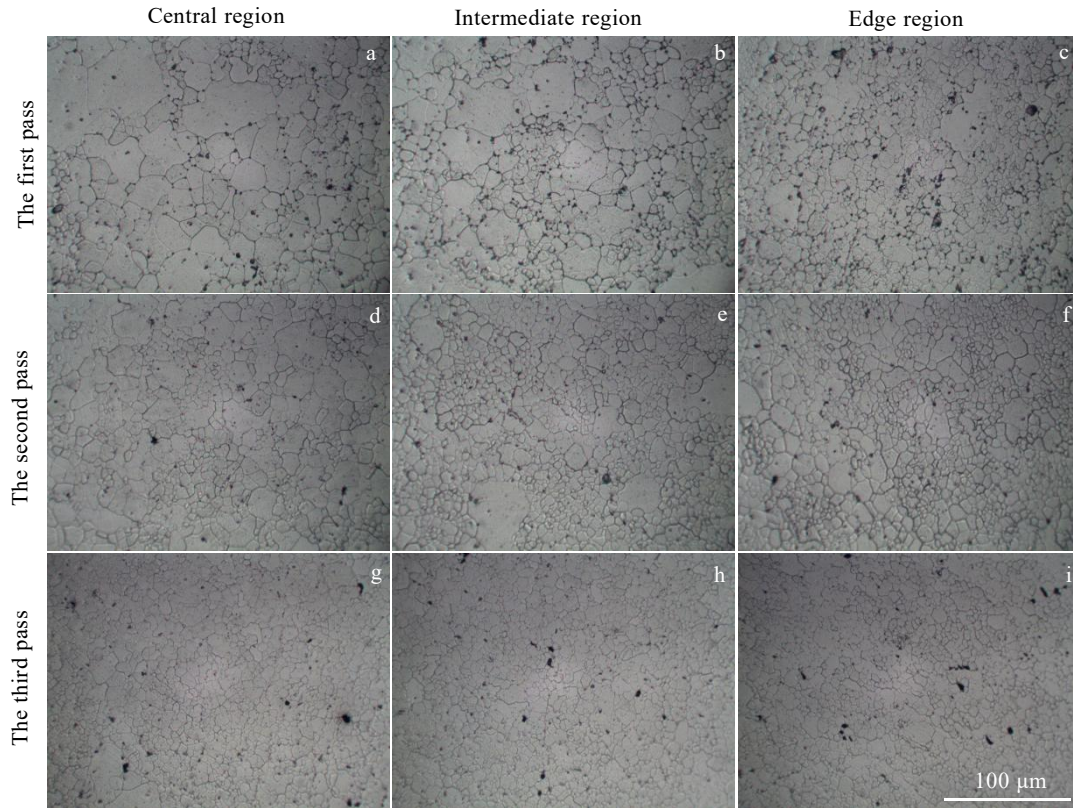


图4 不同往复挤压道次下7034铝合金横截面不同区域的金相显微组织

Fig.4 Metallographic microstructures of cross sections of 7034 aluminum alloy under different reciprocating extrusion passes

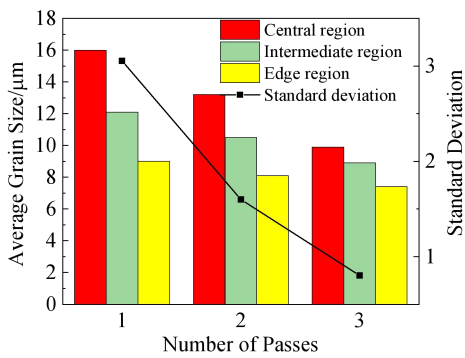


图5 不同道次往复挤压试样的区域晶粒统计直方图

Fig.5 Statistical histograms of average grain size and its standard deviation in the reciprocating-extruded samples with different passes

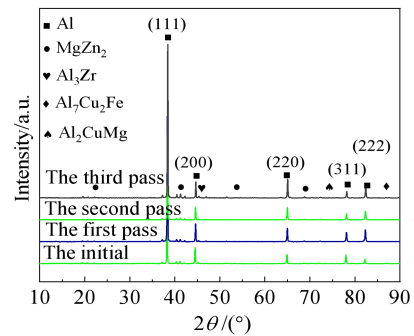


图6 往复挤压变形前后合金的XRD图谱

Fig.6 XRD pattern of alloy before and after reciprocating extrusion

MgZn<sub>2</sub> 相衍射峰随着道次的增加逐渐增强, 说明变形量越大, MgZn<sub>2</sub> 相的析出量越多。初始基体中析出相为 MgZn<sub>2</sub>, 但经往复挤压 3 道次变形后, 还检测出少量的 Al<sub>3</sub>Zr 相、Al<sub>7</sub>Cu<sub>2</sub>Fe 相及 Al<sub>2</sub>CuMg 相。考虑到位错密度会对材料的力学性能和析出相的析出行为造成影响, 所以根据文献[21-22]对位错密度进行半定量计算, 得到的初始态位错密度为 1.63×10<sup>13</sup> m<sup>-2</sup>。随

着变形道次的增加, 位错密度逐渐上升, 1 道次挤压后位错密度为 5.22×10<sup>13</sup> m<sup>-2</sup>, 2 道次位错密度最高为 7.05×10<sup>13</sup> m<sup>-2</sup>, 3 道次位错密度略微下降到 6.95×10<sup>13</sup> m<sup>-2</sup>。造成这种现象的原因是铝合金作为层错能较高的金属, 随着变形程度的加大, 会发生动态回复, 异号位错会相互抵消, 降低位错密度。

### 2.3 综合性能分析

为了分析往复挤压后 7034 铝合金力学性能的变化

化,测试了 7034 铝合金 350 °C 往复挤压前后试样横截面从边缘到心部的维氏硬度分布,如图 7 所示。7034 铝合金沿横截面的硬度值从心部到边缘呈上升趋势。由于往复挤压变形过程中,心部的变形量小,边缘的变形量大,所以边缘的硬度值要大于心部的硬度值。经过往复挤压变形后,由于形变诱导的位错增殖,位错交互作用增强,同时晶粒细小,晶界数量增多,造成位错运动受到的阻碍增强,导致平均硬度值较初始得到了明显的提升,其中 2 道次提升最明显,平均硬度(HV)为 1029 MPa,较初始样提高了 23.5%。

图 8 为往复挤压变形前后室温拉伸曲线。经过 2 道次往复挤压变形后,材料的屈服强度和抗拉强度提升的效果最为明显,分别达到 253 MPa 和 394 MPa,相较于初始样提升了 80.6%和 34.7%。经过 3 道次变形后,材料的屈服强度和抗拉强度较 2 道次略有所降低,为 337 MPa。由图 4 分析可知,随着应变变量的累积,7034 铝合金中粗大的原始晶粒发生破碎细化,使得单位体积晶界面积增加,挤压变形诱导基体中位错的增殖和运动,位错间的交互作用增强,大量的位错纠缠塞积形成位错网,进而演变成位错胞团和亚结构,提高了材料的强度;另一方面,根据上述 XRD 分析得出,随着变形量的增大,位错、晶界等缺陷的密度增大,使得 MgZn<sub>2</sub> 相的形核位点增多,外加缺陷处的溶质扩散速度较快,导致 MgZn<sub>2</sub> 相的析出量增多,提高了合金的强度。

对往复挤压 3 道次变形后的合金基体进行 TEM 观察,如图 9 所示。对析出相进行 EDS 成分分析,其结果如表 2 所示。结合文献[23]分析得出,形变诱导基体析出针状弥散的 Al<sub>3</sub>Zr 相,起到了强烈钉扎晶界与位错的作用,还起到抑制动态再结晶的作用,所以材料的强度在变形后整体呈上升趋势;此外,短棒状的硬脆相(Al<sub>7</sub>Cu<sub>2</sub>Fe 相)会对位错运动产生阻碍作用,导致合金强度提升。而 3 道次往复挤压变形后,材料

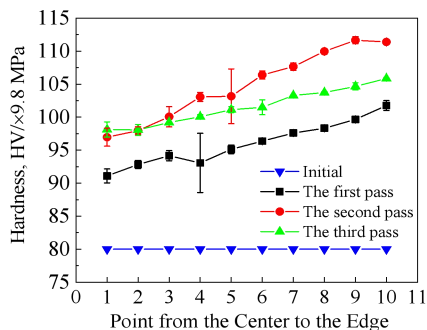


图 7 往复挤压前后沿横截面从心部到表层的硬度分布  
Fig.7 Hardness distributions from the center to the surface along the cross section before and after reciprocating extrusion

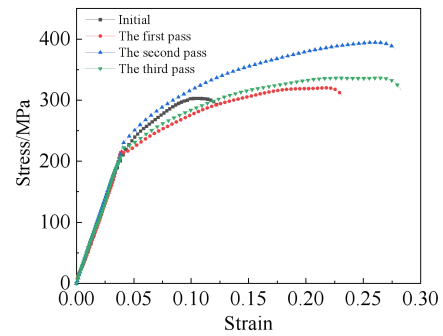


图 8 往复挤压变形前后试样的室温拉伸曲线  
Fig.8 Tensile curves of the sample before and after reciprocating extrusion deformation at room temperature

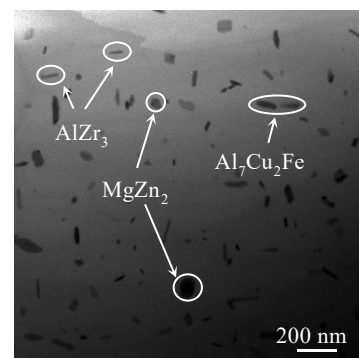


图 9 往复挤压 3 道次后合金基体沉淀相形貌

Fig.9 Morphology of precipitated phase of alloy matrix after three passes of reciprocating extrusion

强度相较于 2 道次有了一定的下降,是由于铝合金在较高的温度下发生剧烈的动态回复,导致在 3 道次变形时,位错密度与强度均有所降低。合金的延伸率随着挤压道次的增加呈增长趋势,原因为动态回复和细晶强韧化的综合作用。

图 10 为热处理后试样的室温拉伸曲线。经过热处理后,试样的抗拉强度和屈服强度明显高于未热处理前的试样,延伸率较未热处理的试样有了较大的下降。经过单级固溶时效后试样的强度都明显高于经过双级固溶时效的试样,而延伸率相差不多,都为 4%左右。热处理后 2 道次往复挤压后经过单级固溶+单级时效的试样屈服强度和抗拉强度都是最高的,分别为 608 MPa 和 747 MPa,分别较初始样提高了 164.3%和 146.5%,延伸率也达到了 4.3%。

不同固溶时效制度下 Al-Zn-Mg-Cu 合金的力学性能的差异主要与析出相的形貌、尺寸和分布相关。为了明晰此影响,对经过固溶时效处理的 2 道次变形试样进行 TEM 观察,其结果如图 11 所示。固溶处理过

表 2 基体析出相的 EDS 分析结果

Table 2 EDS analysis results of precipitated phase in matrix

Precipitated phase	Element	$\omega/\%$	at%
MgZn <sub>2</sub>	Al	51.24	65.87
	Mg	8.36	12.35
	Zn	35.24	17.69
	Cu	3.17	2.84
Al <sub>3</sub> Zr	Al	59.63	81.07
	Cu	8.76	7.26
	Zn	2.09	2.42
	Zr	27.35	7.97
Al <sub>7</sub> Cu <sub>2</sub> Fe	Al	68.61	82.21
	Fe	7.28	5.31
	Cu	20.24	9.26
	Zn	1.63	1.35

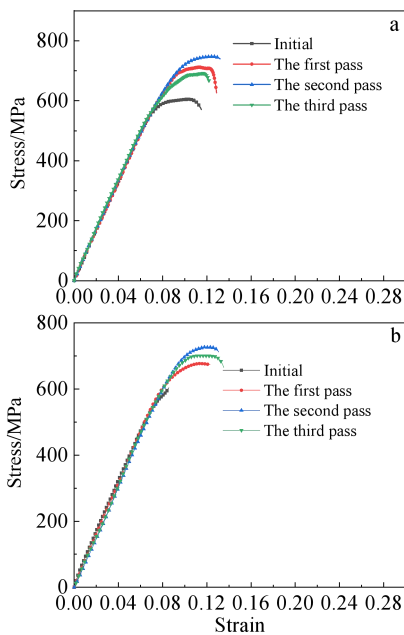


图 10 热处理后试样的室温拉伸曲线

Fig.10 Tensile curves of the samples after heat treatment at room temperature: (a) single-stage solution+single-stage aging; (b) two-stage solution+two-stage aging

程中，基体中存在的纳米级 MgZn<sub>2</sub> 相和较为粗大的 Al<sub>2</sub>CuMg 相发生回溶，逐步溶解到铝基体中，提高固溶体的过饱和度。再经过时效处理后，合金基体中析出了大量弥散分布的析出相，通过分析选区电子衍射花样可以确定其为 MgZn<sub>2</sub> 相，呈球状或短棒状。图 11a 中球状和短棒状的相平均尺寸分别为 3.92 和 2.12×4.23 nm，图 11b 中球状和短棒状的相平均尺寸分别为 5.76 和 2.84×6.35 nm。可以看出单级固溶时效的析出相尺寸小于双级固溶时效的析出相尺寸。这是因为 2 种固溶处理温度存在差异，致使析出相长大速度存在差异，且析出相在二级时效

时发生了明显的长大现象。沉淀相与基体的界面错配度  $\delta$  可以用公式(1)计算得到。

$$\delta = \frac{d_2 - d_1}{d_2} \tag{1}$$

式中， $d_1$ 、 $d_2$  为界面两侧物相的原子间距。2 种固溶时效处理的沉淀相的高分辨图片如图 11c、11d 所示，铝基体原子间距为 0.202 nm，沉淀相原子间距分别为 0.214、0.244 nm 和 0.212、0.272 nm，与标准 JCPDF 卡片做对比，发现其与 MgZn<sub>2</sub> 的 (20 $\bar{1}$ )、(103) 和 (004)、(110) 晶面对应的原子间距相近。利用公式(3)计算错配度  $\delta$  分别为 0.131 和 0.257，与基体呈半共格和非共格关系，可以看出单级固溶时效后的沉淀相主要为  $\eta'$  相，而双级固溶时效后的部分沉淀相由  $\eta'$  相转化为  $\eta$  相。

结合图 11a~11d 可以得知单级时效相较于双级时效析出的  $\eta'$  相尺寸更加细小弥散，数量更多；同时， $\eta'$  相会随着双级时效的进行，转变为不共格的  $\eta$  相，导致时效后  $\eta'$  数量显著减少<sup>[24]</sup>。由于半共格界面对位错的阻碍作用强于非共格界面，所以峰值时效  $\eta'$  相的强化效果优于  $\eta$  相。通过比较图 11e、11f，可以看出虽然 2 种固溶时效处理后的位错都切过沉淀相，但是单级固溶时效处理后，沉淀相密度更大，位错运动的平均自由程较小，沉淀相对位错的阻碍作用更强。以上原因共同导致双级时效后的强度小于单级时效后的强度。

在时效热处理后延伸率相较于变形后的试样都产生了明显的下降。由图 11g 和图 11h 可以看出在晶界处存在明显的晶界无析出带(PFZ)。图 11g 中的 PFZ 平均宽度为 24.89 nm，同时存在呈链式分布的棒状析出相，平均尺寸约为 11.52×40.76 nm；图 11h 中的 PFZ 平均宽度为 17.09 nm，存在棒状和少量圆球状的析出相，呈现断续分布，棒状的析出相平均尺寸为 6.79×29.19 nm，球状的析出相平均尺寸为 11.34 nm，分析得出析出相的成分为 MgZn<sub>2</sub> 相。较宽的 PFZ 降低了晶界的结合强度，在变形过程中作为薄弱区优先失效并引发晶间开裂，粗大的晶界析出相又增加了晶界处的应力集中，导致塑性降低。

单级时效的晶内析出相尺寸小于双级时效，分析原因为一级时效温度较低，部分 GP 区细小，稳定性很差，在二级时效过程中会发生溶解<sup>[25]</sup>，只有临界尺寸以上的较粗大的 GP 区才能成为  $\eta'$  相形核位点<sup>[26]</sup>，导致双级时效的析出相尺寸较大且密度低。

PFZ 的形成可以用空位机制解释。在时效过程中，空位会向晶界处发生扩散，晶界周围区域的过饱和空位浓度低于析出相形成所需的临界过饱和空位浓度，

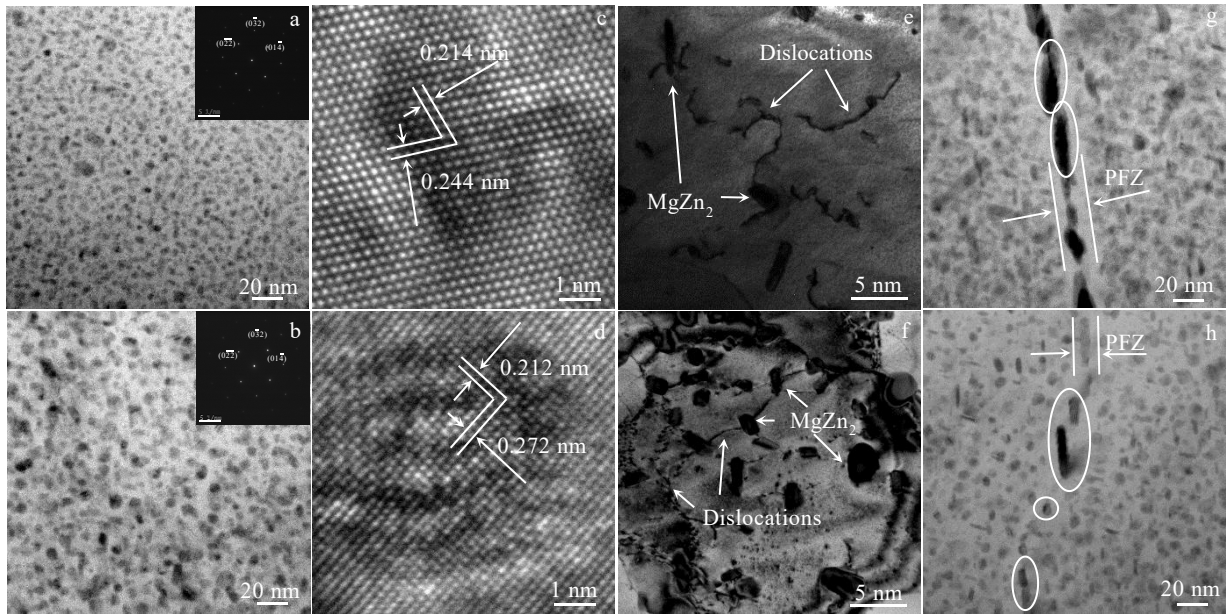


图 11 往复挤压 2 道次+不同热处理制度下的晶内沉淀相形貌、晶内沉淀相高分辨照片、晶界特征及位错与第二相交作用  
 Fig.11 Morphologies of intragranular precipitated phase (a-b), high resolution images of intragranular precipitated phase (c-d), grain boundary characteristics and interaction between dislocations (e-f), and secondary phase under two passes of reciprocating extrusion and different heat treatment (g-h): (a, c, e, g) single-stage solution+single-stage aging; (b, d, f, h) two-stage solution+two-stage aging

从而形成 PFZ。单级时效温度高，空位扩散速率快，临界过饱和空位浓度高<sup>[27]</sup>；时效温度高还会导致析出相形成所需要的临界过饱和度升高<sup>[28]</sup>，二者共同引起单级时效形成的 PFZ 更宽。

双级时效的晶界析出相尺寸明显小于单级时效，是因为一级时效温度低于单级时效，合金元素向晶界的扩散速度慢，晶界毗邻区合金元素的贫乏程度低，扩散驱动力小，二级时效的温度又与单级时效的温度相同，且二级时效时间低于单级时效时间，最终造成双级时效后的晶界析出相尺寸小于单级时效晶界析出相尺寸。

考虑到变形过程中，位错和析出相之间的交互作用也会对力学性能产生影响，所以对单级固溶时效后的 2 道次试样进行 TEM 观察，如图 12 所示。可以清楚地看到第二相阻碍了位错的移动，位错被析出相钉扎，造成位错塞积，如图 12a 所示。一部分位错在时效处理后，通过攀移和交滑移聚集在一起，并不断吸收周围的位错，逐渐形成多边结构，最终会演变成亚晶界，产生亚晶粒，如图 12b 所示。总之，位错形态从位错缠结转变为位错胞，并逐渐转变为亚晶粒。在拉伸过程中，位错绕过或者切过了第二相，第二相起到了阻碍位错运动的作用，有利于提升强度。

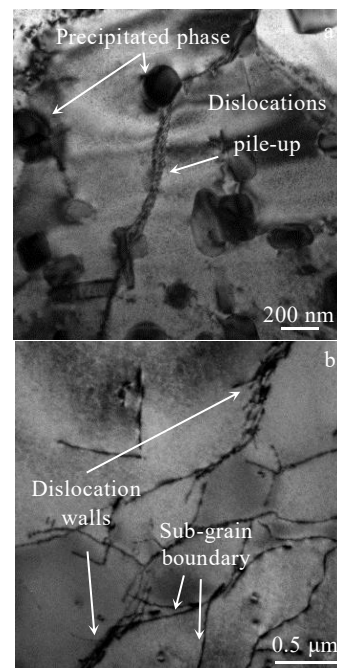


图 12 2 道次往复挤压并单级固溶、单级时效处理后的 7034 铝合金 TEM 照片

Fig.12 TEM images of 7034 aluminum alloy after two passes of reciprocating extrusion followed by single-stage solution and single-stage aging: (a) dislocations pile-up and (b) sub-grain nucleation

### 3 结 论

1) 往复挤压变形后,晶粒由初始态的 59  $\mu\text{m}$  细化到 3 道次的 7.4  $\mu\text{m}$ , 塑性提高; 平均晶粒尺寸标准差由 1 道次的 3.05 下降到 3 道次的 0.8, 组织均匀性得到改善; 同时形变增大了位错密度且诱发  $\text{MgZn}_2$  的析出, 强度提高; 2 道次强度最高达到 394 MPa, 3 道次析出的  $\text{MgZn}_2$  相对合金的强化效果弱于动态回复的软化效果, 所以强度降为 337 MPa。

2) 相较于双级时效, 单级时效处理后, 基体中析出相尺寸更小, 密度更高, 强化效果更好; 而 PFZ 宽度和晶界析出相的尺寸、分布差异并没有造成二者延伸率的差别, 都为 4% 左右。

3) 往复挤压变形细化了晶粒, 增大了位错密度, 提升了溶质扩散速率, 促使后续固溶过程中粗大第二相的回溶和时效过程中  $\text{MgZn}_2$  相的析出, 细晶强化和析出强化的综合作用引起合金力学性能的改变。2 道次往复挤压+单级固溶+单级时效复合的形变热处理工艺对合金强度的提升效果最明显, 屈服强度和抗拉强度分别达到 608 MPa 和 747 MPa。

#### 参考文献 References

- [1] Azarniya A, Taheri A K, Taheri K K. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2019, 781: 945
- [2] Mukhopadhyay A K, Kumar A, Raveendra S *et al. Scripta Materialia*[J], 2011, 64(5): 386
- [3] Shin J, Kim T, Kim D E *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2011, 698: 577
- [4] Xu Xuefang(徐雪芳), Wang Chunhua(王春华). *Heat Treatment of Metals(金属热处理)*[J], 2020, 45(4): 152
- [5] Dong J, Liu X T, Zhao Z H *et al. Chinese Journal of Nonferrous Metals*[J], 2004(1): 117
- [6] He Xiaoqing(何小青), Xiong Baiqing(熊柏青) Sun Zeming(孙泽明) *et al. Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2007, 36(4): 656
- [7] Dai P, Luo X, Yang Y Q *et al. Progress in Natural Science: Materials International*[J], 2020, 30(1): 63
- [8] Yang Yutong(杨雨童), Luo Rui(罗锐), Cheng Xiaonong(程晓农) *et al. Chinese Journal of Nonferrous Metals(中国有色金属学报)*[J], 2019, 29(12): 2700
- [9] Meyers M A, Mishra A, Benson D J *et al. Progress in Materials Science*[J], 2006, 51(4): 427
- [10] Tso A, Tal B, Mymc D *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2021, 859: 157 775
- [11] Yan Hongwei(闫宏伟). *Thesis for Master(硕士论文)*[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2017
- [12] Bakhshi R, Farshidi M H, Sajjadi S A. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2021, 31(10): 2909
- [13] Jiang J F, Wang Y, Liu Y Z *et al. Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2021, 31(3): 609
- [14] Ming W, Huang L P, Liu W S *et al. Materials Science & Engineering A*[J], 2016, 674: 40
- [15] Li H Y, Jia L N, Huang J N *et al. Chinese Journal of Aeronautics*[J], 2021, 34(2): 612
- [16] Liu Y R, Pan Q L, Li H *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2019, 792: 32
- [17] Xu Bing(许兵). *Thesis for Master(硕士论文)*[D]. Hefei: Hefei University of Technology, 2021
- [18] Li Yunhui(李云辉). *Thesis for Master(硕士论文)*[D]. Hefei: Hefei University of Technology, 2021
- [19] Wang Lei(王雷). *Thesis for Doctorate(博士论文)*[D]. Jinan: Shandong University, 2016
- [20] Zhu D Y, Zhen L, Hu W H *et al. Rare Metals*[J], 2007(S1): 338
- [21] Williamson G K, Smallman R E. *Philosophical Magazine*[J], 1956, 1(1): 34
- [22] Xu Xiaojing(许晓静), Zhu Jinxin(朱金鑫), Guo Yunfei(郭云飞) *et al. Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2017, 46(10): 2993
- [23] Liu Wenjun(刘文军). *Thesis for Doctorate(博士论文)*[D]. Changsha: Central South University, 2011
- [24] Han Baoshuai(韩宝帅), Zeng Yuansong(曾元松), Rong Gang(荣刚) *et al. Chinese Journal of Nonferrous Metals(中国有色金属学报)*[J], 2022, 32(3): 679
- [25] Lee Y S, Koh D H, Kim H W *et al. Scripta Materialia*[J], 2018, 147: 45
- [26] Werenskiold J C, Deschamps A, Brechet Y. *Materials Science & Engineering A*[J], 2000, 293: 267
- [27] Ren Shuo(任硕), Chen Jianghua(陈江华), Liu Jizi(刘吉梓) *et al. Journal of Chinese Electron Microscopy Society(电子显微学报)*[J], 2011, 30(S1): 444
- [28] Munitz A, Cotler C, Talianker M *et al. Journal of Materials Science*[J], 2000, 35: 2529

## Strengthening and Toughening Mechanisms of 7034 Aluminum Alloy Subjected to Thermo-mechanical Treatment Based on Reciprocating Extrusion

Xue Kemin, Zhang Junyuan, Yan Siliang, Xu Bing, Li Ping

(Engineering Research Center of High-Performance Copper Alloy Materials and Processing Ministry of Education, School of Materials Science and Engineering, Hefei University of Technology, Hefei 230009, China)

**Abstract:** In order to improve the microstructure uniformity and comprehensive mechanical properties of 7034 aluminum alloy, the optimization design of the severe plastic deformation process and solution and aging treatment based on the reciprocating extrusion was carried out. The mechanical properties of the material, the size distribution of grains and secondary phases and the quantification of dislocation configuration evolution were characterized, and the relationship of plastic deformation and heat treatment with the microstructure and mechanical properties of 7034 aluminum alloy were established. The results show that the average grain size is refined from 59  $\mu\text{m}$  to 7.4  $\mu\text{m}$ , and the standard deviation of the average grain size decreases from 3.05 to 0.8 after three passes reciprocating extrusion. After solution and aging treatment, the precipitation strengthening effect is better than the fine-grain strengthening effect, resulting in the reduction of elongation from 15% to 4%. Compared with the two-stage solution and aging treatment, the  $\text{MgZn}_2$  phase after single-stage solution and aging treatment is smaller in size, higher in density, and mostly semi-coherent  $\eta'$  phase, and the dislocation pile-up evolves into sub-grains. The interaction between them is stronger and the strengthening effect is better. The optimal heat treatment system is single-stage solution+single-stage aging; under this condition, the tensile strength and elongation reach 747 MPa and 4.3%, respectively, which are better than those under the two-stage solution+two-stage aging system.

**Key words:** 7034 aluminum alloy; reciprocating extrusion; microstructure; mechanical properties; precipitated phase

---

Corresponding author: Li Ping, Ph. D., Professor, School of Materials Science and Engineering, Hefei University of Technology, Hefei 230009, P. R. China, Tel: 0086-551-62901368, E-mail: li\_ping@hfut.edu.cn