

# 不同形变储能超高强铝合金在不同速度升温过程中的微结构演变

许晓静, 赵建吉, 谈成, 张香丽, 杨帆, 朱金鑫

(江苏大学, 江苏 镇江 212013)

**摘要:** 采用电导率、硬度测试、X 射线衍射(XRD)分析、电子背散射衍射(EBSD)检验, 研究了不同初始形变储能微合金化超高强铝合金 Al-11.54Zn-3.51Mg-2.26Cu-0.24Zr 在不同速度升温过程中的微结构演变。结果表明: 升温过程中合金电导率随升温终止温度的升高先增大后减小, 硬度先减小后增大。合金位错密度在退火温度达到 300 至 450 °C 时降低为 0, 温度达到 470 °C 时, 重新产生了位错。合金在升温至 300 °C 时晶粒平均尺寸略有减小, 升温至 470 °C 时合粒尺寸显著增大。初始形变储能的提高能够减小晶粒平均尺寸、低角度晶界比例, 提高位错与晶界强化。

**关键词:** 超高强铝合金; 升温速率; 微观组织

**中图分类号:** TG146.21

**文献标志码:** A

**文章编号:** 1002-185X(2018)06-1793-07

随着现代材料科学研究的不断深入与实际应用领域不断发展, 对结构材料的综合性能提出了越来越高的要求, 提高 7000 系铝合金的强度、韧性同时保证优秀的抗腐蚀性能与耐疲劳能力是超强铝合金能否在实际应用中取得进展亟待解决的问题<sup>[1-3]</sup>。铝合金的力学及综合性能是其内部微观组织结构的宏观展现, 合金的晶粒尺寸、分布状态与铝合金的性能密切相关<sup>[4]</sup>。回复与再结晶是影响铝合金晶粒尺寸与晶界角度等微观组织形态的关键问题<sup>[5]</sup>。迄今为止, 有关形变储能与升温速率对超高强铝合金微结构影响的研究鲜有报道。本实验针对微合金化超高强铝合金 Al-11.54Zn-3.51Mg-2.26Cu-0.24Zr 挤压材, 采用热塑性压缩变形使合金内部引入初始形变储能, 并对合金进行不同速率的升温处理。对合金进行宏观性能测试及微观组织观察与分析, 探究初始形变储能与不同升温速率对合金回复再结晶动力学的影响规律与宏观性能的影响。

## 1 实验

实验用 Al-Zn-Mg-Cu 合金以工业纯铝、纯锌、纯镁和中间合金 Al-Cu、Al-Zr 和 Al-Sr 为原材料, 熔炼后在直径 220 mm 的铸铁模中浇注成型。将铸锭进行 400 °C/6 h+420 °C/6 h+440 °C/6 h+460 °C/12 h 均匀化退火处理。挤压成型时先在 480 °C 保温 8 h, 然后

挤压成直径为 35 mm 的圆棒, 挤压比约为 12:1。采用德国 SPECTRO MAX 光谱仪测得合金化学成分如表 1 所示。

实验对超高强铝合金 Al-11.54Zn-3.51Mg-2.26Cu-0.24Zr 挤压材(工艺编号 E, 下同)进行 400 °C 下压缩变形比 40% 的轴向热压缩变形加工。加工变形在 100 t 四柱液压机上进行, 制备超高强铝合金热压材合金(工艺编号 H, 下同), 作为与挤压材合金对比试样。挤压材与热压材合金如图 1 所示。制定了 2 种升温制度: 快速升温(工艺编号 R, 下同)及慢速升温(工艺编号 S, 下同), 快速升温的升温速率为 180 °C/h; 慢速升温制度的升温速率为 3.6 °C/h。以该 2 种升温速率分别由室温升温至 250、300、350、400、450、470 °C, 取出后立即水淬。

硬度和电导率测试分别用 HV-1000 型显微硬度计和 7501 型涡流导电仪进行。合金的 X 射线衍射峰和其半高峰宽用 D/max-2500PC 型 X 射线衍射仪

表 1 制备出的高强铝合金的实测成分  
Table 1 Measured chemical composition of prepared high strength aluminum alloy ( $\omega/\%$ )

Zn	Mg	Cu	Zr	Sr	Al
11.54	3.51	2.26	0.24	0.0025	Bal.

收稿日期: 2017-06-24

基金项目: 江苏省工业科技支撑计划 (BE2008118); 江苏大学优秀青年学术骨干培育专项基金 (1211110001); 江苏省高校研究生科研创新计划项目 (KYXX\_0031, SJLX\_0460); 江苏高校优势学科建设工程项目

作者简介: 许晓静, 男, 1967 年生, 博士, 教授, 江苏大学先进制造与现代装备技术工程研究院, 江苏 镇江 212013, 电话: 0511-88792058, E-mail: xjxu67@ujs.edu.cn



图 1 塑性变形加工前后的试样对比照片

Fig.1 Photos of alloys before and after deformation processing:  
(a) as-extruded and (b) as-hot-pressed

测定, 扫描范围为 30°~120°, 扫描速率为 5°/min, Cu 靶 K $\alpha$  射线, 波长 ( $\lambda$ ) 为 0.154 06 nm。EBSD 分析在 EDAX 公司的 EBSD 仪器上进行。

## 2 结果与分析

### 2.1 硬度、电导率

表 2 为超高强铝合金 Al-11.54Zn-3.51Mg-2.26Cu-0.24Zr 挤压材与热压材原始状态与快速、慢速升温至 250、300、350、400、450、470 °C 后的电导率与硬度。可以看到, 热压材较挤压材电导率由 27.51 %IACS 降低至 24.39 %IACS, 硬度由 1629 MPa 升高至 2018 MPa。合金在升温过程中, 电导率随升温终止温度的增加先增大后减小, 硬度先减小后增大。

图 2 为挤压材与热压材经快速、慢速升温至不同温度的电导率与硬度的折线统计图。由表 2 中数据及

折线图可以看到: 等速升温退火后合金电导率随着退火截止温度的增加呈现出先增大后减小的变化趋势, 快速升温至 250~300 °C 的合金电导率达到峰值, 慢速升温至 250 °C 挤压材与热压材的电导率达到对应合金的峰值, 分别为: 38.15 %IACS、43.19 %IACS。较未经热处理的合金分别提高 10.64 %IACS、18.80 %IACS。升温至 300 °C 后合金电导率随着退火截止温度的增加逐渐降低, 热压材的电导率高于挤压材合金。合金的电导率是内部固溶程度的反映, 随着固溶程度的提高, 电导率会降低, 可以推测, 合金在 300 °C 左右发生固溶。

合金在热压后硬度得到了提高。这是由于塑性变形使合金内部产生晶格畸变, 使位错密度增加, 进而导致合金的硬化。由折线图可以看到, 合金的硬度随着升温终止温度的增加呈现出先减小后增大的趋势, 合金的硬度在 300 至 350 °C 时硬度最低, 且在该温度下慢速升温的合金较快速升温的硬度低。挤压材与热压材合金在 300 °C 的硬度分别为: 875、853 MPa。升温至 350 °C 后合金的硬度随退火截止温度的增加而增大。退火温度升至 470 °C 时挤压材较热压材硬度更大, 快速升温、慢速升温挤压材合金在升温至 470 °C 硬度值分别为: 1907、1862 MPa。

### 2.2 XRD 分析与位错密度

图 3 为超高强铝合金 Al-11.54Zn-3.51Mg-2.26Cu-0.24Zr 挤压材与热压材的 XRD 图谱、半高峰宽及计算分析得到的相干衍射区尺寸和晶格应变  $(\delta 2\theta)^2/\tan^2\theta_0$  与  $\delta 2\theta/(\tan\theta_0\sin\theta_0)$  之间的关系。

XRD 相干衍射区尺寸( $d$ )、晶格应变( $\langle e \rangle$ )与半高峰宽( $\delta 2\theta$ )、各衍射峰最高峰位置( $\theta_0$ )、Cu-K $\alpha$  射线波长( $\lambda$ )之间的关系, 一般用下面函数描述<sup>[6]</sup>:

表 2 挤压材与热压材的电导率和硬度

Table 2 Conductivity and hardness of extruded (E) materials and hot-pressed (H) materials

Heat treatment	Conductivity/%IACS	Hardness/MPa	Heat treatment	Conductivity/%IACS	Hardness/MPa
E	27.51	1629	H	24.39	2018
E-R-250 °C	35.08	1573	H-R-250 °C	40.94	1086
E-R-300 °C	35.47	1238	H-R-300 °C	40.71	1021
E-R-350 °C	30.49	1252	H-R-350 °C	36.21	917
E-R-400 °C	25.56	1583	H-R-400 °C	31.02	986
E-R-450 °C	22.27	1825	H-R-450 °C	24.39	1371
E-R-470 °C	21.41	1907	H-R-470 °C	23.07	1391
E-S-250 °C	38.15	1054	H-S-250 °C	43.19	1014
E-S-300 °C	35.55	875	H-S-300 °C	41.17	853
E-S-350 °C	31.66	1130	H-S-350 °C	34.48	997
E-S-400 °C	27.25	1360	H-S-400 °C	29.58	1281
E-S-450 °C	22.84	1627	H-S-450 °C	22.95	1505
E-S-470 °C	21.93	1862	H-S-470 °C	23.82	1526

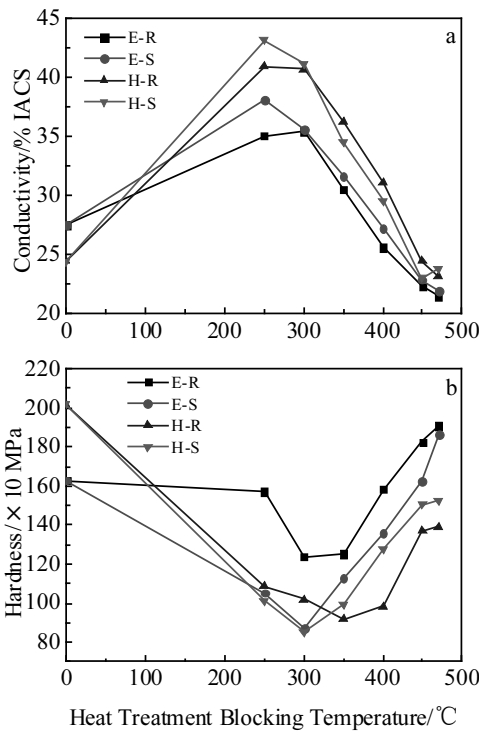


图 2 挤压材与热压材电导率与硬度随升温终止温度变化曲线  
Fig.2 Line diagram of conductivity (a) and hardness (b) of extruded and hot-pressed materials changed with heating blocking temperature

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

通过线性回归，计算出 XRD 相干衍射区尺寸和晶格应变。位错密度( $\rho$ )与 XRD 相干衍射区尺寸( $d$ )、平均晶格应变( $\langle e^2 \rangle^{1/2}$ )之间的关系可以用如下函数描述<sup>[7]</sup>：

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

式中， $b$  为柏氏矢量，对于 Al，其值为 0.286 nm。

位错强化( $\sigma_p$ )与位错密度( $\rho$ )之间的关系一般可用 Taylor 函数关系描述为：

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

式中， $M$ 、 $\alpha$ 、 $G$ 、 $b$  分别为 Taylor 位向因子(不考虑织构时为 3.06)、数值因子(0.24)、剪切模量(26 GPa)和柏氏矢量。

经过线性回归计算，得到的 XRD 相干衍射区尺寸和晶格应变等微观组织参数列于表 3。

可以看到，热压材较挤压材位错密度由  $0.53 \times 10^{14} \cdot \text{m}^{-2}$  提高至  $2.16 \times 10^{14} \cdot \text{m}^{-2}$ ，位错强化由 39.78 MPa 提高至 80.30 MPa，位错密度与位错强化均得到显著增加。这是由于热塑性变形使合金内部引入了大量的位错及形变储能所致。

通过线性回归，计算出超高强铝合金 Al-11.54Zn-3.51Mg-2.26Cu-0.24Zr 挤压材快速升温至 250、300、350、400、450、470 °C 的相干衍射区尺寸和晶格应

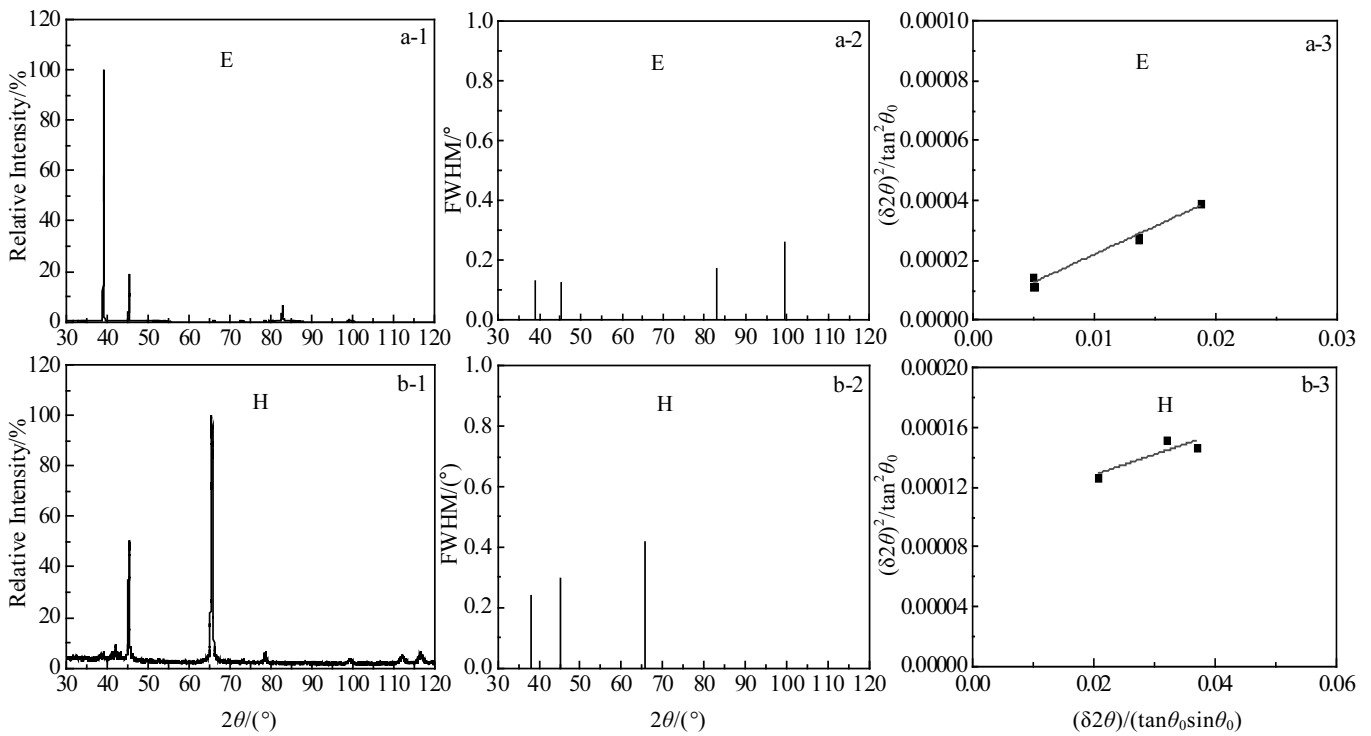


图 3 挤压材与热压材的 XRD 图谱、半高峰宽及相干衍射区尺寸与晶格应变之间的关系

Fig.3 XRD pattern (1), FWHM (2) of the alloy specimens and the integral breadth analysis to calculate the average crystallite size and lattice strain (3) from XRD data of extruded (a) and hot-pressed (b) materials

表 3 从 XRD 数据计算出的挤压材和热压材的微观组织参数  
Table 3 Microstructural features of extruded and hot-pressed materials calculated from XRD data

Sample	$d/\text{nm}$	$\langle e^2 \rangle^{1/2} / \times 10^{-6}$	$\rho / \times 10^{14} \cdot \text{m}^{-2}$	$\sigma_p / \text{MPa}$
E	82.39	3.61	0.53	39.78
H	112.45	20.07	2.16	80.30

变等微观组织参数，其结果列于表 4。

由表中数据可以看到，挤压材的位错密度与位错强化在升温至 300 °C 时降为 0。这是由于挤压材在升温过程中发生回复，位错转化成为低角度晶界所致。升温至 470 °C，合金内部产生了位错。这可能是由于合金在高温状态下发生了再结晶，在晶粒长大的过程中，由于受到挤压，在晶界处产生了位错并逐渐累积所导致。

经过线性回归，计算出挤压材慢速升温至 250、300、350、400、450、470 °C 的相干衍射区尺寸和晶格应变等微观组织参数，其结果列于表 5。

可以看到，合金的位错密度总体随升温终止温度的升高呈现下降的趋势，升温至 250 °C 时合金内部位错为 0。可能是由于实验误差所导致。合金升温至 400 °C 时位错降低为 0。这说明慢速升温较快速升温的回复过程更加缓慢，同时升温至 470 °C 时产生了新的位错，这与快速升温实验结果一致。

计算的热压材合金快速升温至 250、300、350、400、450、470 °C 的相干衍射区尺寸和晶格应变等微

观组织参数列于表 6。

可以看到，热压材的位错密度在升温至 400 °C 时降低为 0，而挤压材合金在慢速升温至 250 °C 时位错得到消除。这是因为合金在热塑性变形加工过程中，内部引入了较多的位错与形变储能所导致。升温至 450 °C 合金内部产生了位错。这可能是由于快速升温内部回复过程的加快导致后续再结晶程度更加剧烈，因此在再结晶的过程中迅速产生了位错。

热压材合金慢速升温至 250、300、350、400、450、470 °C 的相干衍射区尺寸和晶格应变等微观组织参数列于表 7。

可以看到，与挤压材慢速升温的实验结果一致，热压材在慢速升温时，内部发生的回复现象较快速升温更加缓慢且均匀，这使得后续发生再结晶的温度更高，合金位错密度在升温至 350 °C 时降低为 0，在升温至 470 °C 时产生了位错。

图 4 为挤压材与热压材经快速、慢速升温至不同温度的位错密度与位错强化随升温终止温度的变化曲线。

由统计图及表格数据可以发现，材料的位错密度与位错强化整体呈现出：位错密度与位错强化随升温终止温度的升高而降低，终止温度达到 300~450 °C 时，位错密度与位错强化降低为 0。当终止温度达到 470 °C 时，位错密度与位错强化又得到了提升。慢速升温合金的位错密度与位错强化可在退火至较低的温度

表 4 从 XRD 数据计算出的挤压材快速升温的一些微观组织参数

Table 4 Microstructural features of E-R materials calculated from XRD data

Sample	$d/\text{nm}$	$\langle e^2 \rangle^{1/2} / \times 10^{-6}$	$\rho / \times 10^{14} \cdot \text{m}^{-2}$	$\sigma_p / \text{MPa}$
E-R-250 °C	77.03	3.61	0.84	50.04
E-R-300 °C	36.42	0	0	0
E-R-350 °C	62.88	0	0	0
E-R-400 °C	74.43	0	0	0
E-R-450 °C	68.47	0	0	0
E-R-470 °C	81.95	0.63	0.09	16.68

表 5 从 XRD 数据计算出的挤压材慢速升温的一些微观组织参数

Table 5 Microstructural features of E-S materials calculated from XRD data

Sample	$d/\text{nm}$	$\langle e^2 \rangle^{1/2} / \times 10^{-6}$	$\rho / \times 10^{14} \cdot \text{m}^{-2}$	$\sigma_p / \text{MPa}$
E-S-250 °C	46.54	0	0	0
E-S-300 °C	55.62	1.76	0.38	33.84
E-S-350 °C	98.13	3.03	0.37	33.41
E-S-400 °C	59.03	0	0	0
E-S-450 °C	58.14	0	0	0
E-S-470 °C	109.26	0.22	0.02	8.62

表 6 从 XRD 数据计算出的热压材快速升温的一些微观组织参数

Table 6 Microstructural features of H-R materials calculated from XRD data

Sample	$d/\text{nm}$	$\langle e^2 \rangle^{1/2} / \times 10^{-6}$	$\rho / \times 10^{14} \cdot \text{m}^{-2}$	$\sigma_p / \text{MPa}$
H-R-250 °C	64.19	8.85	1.67	70.59
H-R-300 °C	57.92	6.20	1.30	62.20
H-R-350 °C	66.41	3.22	0.59	41.88
H-R-400 °C	62.12	0	0	0
H-R-450 °C	104.80	2.54	0.29	29.57
H-R-470 °C	96.89	0.94	0.12	18.74

表 7 从 XRD 数据计算出的热压材慢速升温的一些微观组织参数

Table 7 Microstructural features of H-S materials calculated from XRD data

Sample	$d/\text{nm}$	$\langle e^2 \rangle^{1/2} / \times 10^{-6}$	$\rho / \times 10^{14} \cdot \text{m}^{-2}$	$\sigma_p / \text{MPa}$
H-S-250 °C	48.45	4.28	1.07	56.46
H-S-300 °C	78.20	3.70	0.57	41.33
H-S-350 °C	44.66	0	0	0
H-S-400 °C	35.83	0	0	0
H-S-450 °C	65.56	0	0	0
H-S-470 °C	131.68	2.29	0.21	25.06

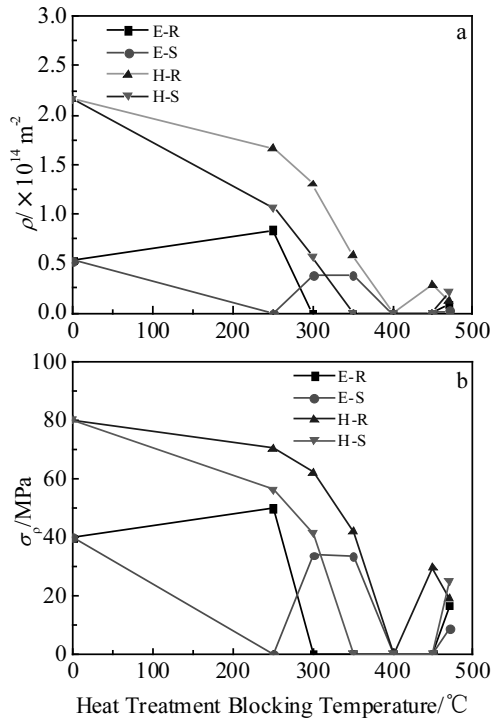


图 4 合金位错密度与位错强化随升温终止温度的变化曲线  
Fig.4 Line diagram of  $\rho$  (a) and dislocation strengthening (b) changed with heating blocking temperature

度消除。这是由于在低温退火的过程中，合金内部发生回复，热塑性变形所引入的形变储能逐渐降低，位错会逐渐消除。对于慢速升温，由于升温过程时间较

长、升温过程平缓，所以内部位错在升温至较低温度时已经得到消除。退火温度提升为 470 °C 时，合金内部出现位错可能是达到合金的固溶温度后，合金内部发生再结晶，在晶粒长大的过程中，晶粒内部大原子挤压小原子形成晶格畸变<sup>[8]</sup>，随着固溶程度的增加，回复进程越发缓慢，晶格畸变得以累积，在晶界处形成位错所致。对于挤压材，由于初始形变储能较低，故合金内部位错较热压材更快得到消除湮灭。

### 2.3 EBSD 组织与晶界特征分布

图 5a~5h 分别为超高强铝合金 Al-11.54Zn-3.51Mg-2.26Cu-0.24Zr 挤压材和热压材原始态、快速升温至 470 °C、慢速升温至 300、470 °C、的 EBSD 晶体取向分布图。表 8 为 EBSD 分析计算得到的平均晶粒尺寸、低角度晶界角度、比例及高角度晶界角度、比例的具体数值信息。

可以看出，热压材与挤压材相比，晶粒平均尺寸由 3.735  $\mu\text{m}$  降至 2.434  $\mu\text{m}$ ，低角度晶界比例由 0.464 降低至 0.137，明显降低。挤压材慢速升温至 300 °C 的合金晶粒平均尺寸略有减小，而经快速升温与慢速升温至 470 °C 的合金晶粒尺寸均增大。热压材慢速升温至 300 °C 晶粒平均尺寸由原始态的 2.434  $\mu\text{m}$  减小至 1.987  $\mu\text{m}$ 。对于挤压材，等速升温退火使其低角度晶界比例得到不同程度的降低，晶界平均角度增大。对于热压材，等速升温退火使其低角度晶界比例提高，慢速升温至 470 °C，合金的低角度晶界比例由 0.137 显著提升至 0.440。

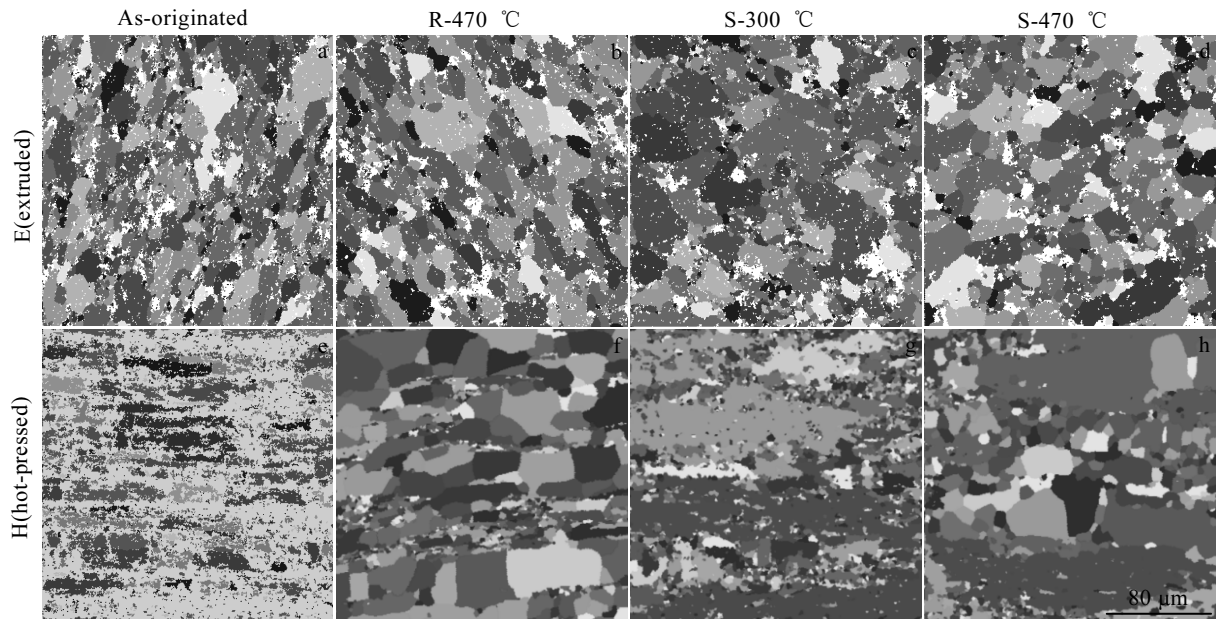


图 5 合金的 EBSD 晶体取向分布图  
Fig.5 EBSD crystal orientation maps of aluminum alloy

表 8 EBSD 分析计算所得平均晶粒尺寸 ( $\bar{L}$ ), 高及低角度晶界百分比 ( $f_H$ 、 $f_L$ ), 高及低角度晶界角度平均值 ( $\bar{\theta}_H$ 、 $\bar{\theta}_L$ )  
 Table 8 Average grain size, high and low angle grain boundary percentage, and average high and low angle grain misorientation calculated from EBSD analysis

Heat treatment	$\geq 1^\circ$		1~15°		$\geq 15^\circ$	
	$\bar{L}/\mu\text{m}$	$\theta/(\circ)$	$f_L$	$\bar{\theta}_L/(\circ)$	$f_H$	$\bar{\theta}_H/(\circ)$
E	3.735	23.644	0.464	3.742	0.536	40.902
H	2.434	35.494	0.137	4.629	0.863	40.376
E-R-470 °C	4.595	27.158	0.379	3.887	0.621	41.368
E-S-300 °C	3.733	26.440	0.409	4.666	0.591	41.493
E-S-470 °C	5.442	28.373	0.354	4.628	0.646	41.363
H-R-470 °C	4.232	32.627	0.221	6.618	0.779	39.992
H-S-300 °C	1.987	31.979	0.234	4.505	0.766	40.389
H-S-470 °C	4.133	25.739	0.440	4.661	0.560	42.312

低角度晶界与晶粒内部位错导致的强化与低角度晶界、晶粒内部位错间关系用下面函数描述<sup>[9]</sup>:

$$\sigma_{LAGB} + \sigma_p = M\alpha G(b^2\rho + 3b(1 - f_H)\bar{\theta}_{LAGB}/L)^{1/2} \quad (4)$$

式中,  $M$ 、 $\alpha$ 、 $G$ 、 $b$  分别为 Taylor 位向因子(不考虑织构影响时为 3.06)、数值因子(0.24)、剪切模量(26 GPa)、柏氏矢量(0.286 nm)。

高角度晶界导致的强化与高角度晶界结构参数之间的关系一般用下面函数描述<sup>[10]</sup>:

$$\sigma_{HAGB} = k_{H-P}(f_H/L)^{1/2} \quad (5)$$

式中,  $k_{H-P}$  为 Hall-Pech 系数, (对于铝合金值为 0.04  $\text{MPa}\cdot\text{m}^{-1/2}$ ),  $f_H$  为合金中高角度晶界所占的比例,  $L$  为平均晶粒尺寸。将 XRD 与 EBSD 计算数据代入上述公式计算出晶界强化与晶粒内部位错强化, 其值列于表 9。

由表中数据看出, 热压材较挤压材合金位错与晶界强化得到了显著提升。这是由于在热压过程引入的晶格畸变及位错导致位错强化的提升, 同时由于 7000 系铝合金是具有高层错能的合金, 热压变形时, 亚晶界会随着变形量的增大转化成低角度晶界及高角度晶界<sup>[11]</sup>。等速升温退火后合金的位错与晶界强化得到了不同程度的降低。升温至 300 °C 时位错强化与低角度晶界强化略有降低, 但高角度晶界强化有所提升。升温至 470 °C 时位错强化与低角度晶界强化显著降低,

表 9 晶粒内部位错强化与晶界强化

Table 9 Dislocation strengthening and grain boundary strengthening

Material	$\sigma_p + \sigma_{LAGB}/\text{MPa}$	$\sigma_{HAGB}/\text{MPa}$	$(\sigma_p + \sigma_{LAGB} + \sigma_{HAGB})/\text{MPa}$
E	64.18	15.15	79.33
H	88.68	23.82	112.50
E-R-470 °C	44.94	14.70	59.64
E-S-300 °C	62.64	15.92	78.56
E-S-470 °C	41.27	13.78	55.05
H-R-470 °C	47.38	17.16	64.54
H-S-300 °C	67.79	24.84	92.63
H-S-470 °C	57.75	14.73	72.48

高角度晶界强化有所降低, 其中热压材位错强化与低角度晶界强化由 88.68 MPa 降低至 47.38 MPa, 降低了 41.30 MPa。高角度晶界强化由 23.82 MPa 降低至 17.16 MPa。这是由于等速升温持续消耗合金内部的位错, 同时升温至 300 °C 后, 合金内部发生了固溶, 导致晶粒平均尺寸变大所导致。

### 3 结 论

1) 等速升温退火, 合金电导率随着升温终止温度的升高呈现出先增大后减小的趋势, 升温至 250 °C 的合金电导率最大, 且热压材的电导率高于挤压材合金。合金的硬度随着升温终止温度的增加呈现出先减小后增大的趋势, 合金的硬度在 300 至 350 °C 时最低, 且挤压材硬度比热压材硬度高。

2) 合金位错密度与位错强化随退火终止温度的升高而降低, 温度达到 300 至 450 °C 时, 位错密度与位错强化降低为 0。当退火温度达到 470 °C 时, 重新产生了位错, 挤压材在升温至较低温度时位错得到消除。

3) 热压材晶粒平均尺寸、低角度晶界比例明显降低。合金升温退火至 300 °C 的晶粒平均尺寸略有降低, 升温至 470 °C 的合金晶粒尺寸显著增大。升温退火后挤压材低角度晶界比例不同程度降低, 热压材低角度晶界比例提高。

4) 热压材较挤压材位错与晶界强化显著提升。升温退火至 300 °C 的合金位错强化与低角度晶界强化略有降低, 但高角度晶界强化有所提升。升温至 470 °C 的合金位错强化与低角度晶界强化明显降低。

### 参考文献 References

[1] Yao Xiaohong(姚晓红), Zhang Lin(张 林), Gao Wenli(高文理) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2013, 42(12): 2581  
 [2] Wang Shaohua(王少华), Zhang Xingguo(张兴国), Yang Shoujie(杨守杰) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*

- (稀有金属材料与工程)[J], 2011, 40(3): 453
- [3] Zeng Yu(曾 渝), Yin Zhimin(尹志民), Pan Qinglin (潘青林) *et al. Journal of Central South University, Science and Technology*(中南大学学报, 自然科学版)[J], 2002, 33(6): 592
- [4] Peng G S, Chen K H, Fang H C *et al. Materials & Design*[J], 2012, 36: 279
- [5] Chen Kanghua(陈康华), Fang Huachan(方华婵), Zhang Zhuo (张 茁) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2009, 38(4): 607
- [6] Chen Xiaoming(陈晓明), Song Renguo(宋仁国), Li Hongxia (李红霞) *et al. Transactions of Materials and Heat Treatment* (材料热处理学报)[J], 2010, 31(2): 80
- [7] Zhao Y H, Liao X Z, Jin Z *et al. Acta Materialia*[J], 2004, 52(15): 4589
- [8] Li Huizhong(李慧中), Zhang Yonghong(张永红), Yin Zhimin (尹志民) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 1999, 28(2): 110
- [9] Marcello C. *Materials Science and Engineer A*[J], 2013, 560: 413
- [10] Luo P, McDonald D T, Xu W *et al. Scripta Materialia*[J], 2012, 66(10): 785
- [11] Gourdet S, Montheillet F. *Acta Materialia*[J], 2003, 51(9): 2685

## Microstructure Evolution of Different Initial Deformation Energy Storage Super High Strength Aluminum Alloy at Different Heating Rates

Xu Xiaojing, Zhao Jianji, Tan Cheng, Zhang Xiangli, Yang Fan, Zhu Jinxin  
(Jiangsu University, Zhenjiang 212013, China)

**Abstract:** The effects of different initial energy storage on the microstructure of Al-11.54Zn-3.51Mg-2.26Cu-0.24Zr super high strength aluminum alloy at different heating rates were explored by electrical conductivity, hardness, EBSD and XRD analysis. The results show that the conductivity first increases and then decreases with the increase in heating blocking temperature, while the hardness first decreases and then increases. The dislocation density of the alloy declines to 0 when the annealing temperature is between 300 °C and 450 °C; however, the dislocation reappears when the annealing temperature reaches 470 °C. The average grain size of the alloy decreases slightly during heating annealing to 300 °C, and it increases significantly when annealed to 470 °C. With the initial deformation energy storage improving, the average grain size and low angle grain boundary proportion is reduced, and the dislocation and grain boundary strengthening is improved.

**Key words:** super high strength aluminum alloy; heating rate; microstructure

---

Corresponding author: Zhao Jianji, Candidate for Master, Institute of Advanced Manufacturing and Modern Equipment and Engineering, Jiangsu University, Zhenjiang 212013, P. R. China, Tel: 0086-511-88792058, E-mail: 376007787@qq.com