

时效预处理态 Al-Zn-Mg-Cu 合金热变形及其后热处理过程中晶粒组织的演变

赵晓东, 韩连华, 陈慧琴, 路瑞龙, 刘建生

(太原科技大学, 山西 太原 030024)

摘要: 以 435 °C/2 h+200 °C/12 h 固溶时效预处理的新型 Al-Zn-Mg-Cu 高强铝合金为研究对象, 在温度 350~400 °C, 应变速率 0.01~1 s⁻¹ 和变形量 60%~80% 条件下进行热压缩变形, 再经 350 °C/0.5 h+470 °C/2 h 退火和固溶处理。采用光学 (OM)、电子显微镜 (EBSD、TEM) 组织观察和测试方法, 研究了时效预处理析出相粒子对热压缩变形及随后退火和固溶处理过程中晶粒组织的演变机理和规律。结果表明: (1) 在 400 °C、0.05 s⁻¹、60% 条件下, lnZ 值为 24.33, 发生了连续动态再结晶, 获得了细小均匀的再结晶晶粒组织; 经退火和固溶处理后, 晶粒趋于等轴状, 尺寸稍有增加, 最终获得细小均匀的晶粒组织。(2) 在 380 °C、0.1 s⁻¹、60% 条件下, lnZ 值增加到 25 左右, 晶粒沿变形方向拉长, 晶界断续分布着细小的再结晶晶粒; 经退火和固溶处理后, 晶粒长大不明显, 在变形拉长的晶粒内部均匀分布着尺寸较小的回复亚晶粒。(3) 当应变速率较快或变形温度较低, lnZ 值增加到约 26, 且变形量较大时, 动态再结晶不明显, 晶粒沿变形方向剧烈拉长; 经退火和固溶处理处理后, 晶粒长大明显, 最终获得粗大的晶粒组织。

关键词: Al-Zn-Mg-Cu 高强铝合金; 固溶时效处理; 第二相粒子; 热压缩变形; 晶粒组织

中图分类号: TG319; TG166.3

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2015)04-0982-07

航空航天和交通运输业的迅速发展, 对高强铝合金的需求量逐渐增加, 尤其是对航空航天用超厚度 (150 mm 以上) 高强铝合金锻件的需求量较大, 对其综合性能也提出了更高的要求^[1-3]。充分考虑高强铝合金锻件加工工艺流程中各工序的特点及其相互联系和影响, 将各工序有机地结合起来, 以提高合金的最终综合性能, 将成为一种必然的发展趋势, 如中间形变热处理即是一种充分利用形变与相变以改善合金组织、提高合金性能的工艺^[4-8]。以往关于中间形变热处理的研究主要集中在利用变形储能和第二相的相互作用, 促进再结晶形核率, 最终细化晶粒^[7-10]。Minoda 和 Yoshida^[11]以及 H. Tanaka^[12]等研究发现, 晶界特征影响晶界析出相和晶间无析出带 (PFZ) 的形成, 大角度晶界的晶界析出相富集严重, PFZ 区容易形成, 易发生腐蚀; 小角度晶界的晶界析出相富集程度很小, 不易形成 PFZ 区, 因而耐腐蚀。也有研究^[13-15]表明, 7 系列铝合金材料的再结晶组织会引起时效过程中析出相的粗大, 对其强度、断裂韧性和抗应力腐蚀性能不利。而利用中间形变热处理工艺挖掘亚晶潜力是一个值得研究的方向^[6,16]。张云崖^[6]研究了第二相粒子析出特征及对组织演变及性能的影响, 降低再结晶组织

所占的百分数。梁信^[16]通过优化变形工艺, 使工件最终得到亚晶组织, 获得了良好的力学性能。本工作针对一种新型高强铝合金^[17]均匀化后改锻试样, 进行了“固溶时效预处理—热压缩变形—退火和固溶处理”中间形变热处理对再结晶晶粒演变规律的研究, 以期为该合金高性能厚板锻件的生产提供科学的理论依据。

1 实验

采用新型 Al-Zn-Mg-Cu 高强铝合金铸锭经均匀化改锻后的坯料进行实验研究, 其化学成分如表 1 所示。采用 SX2-4-10 箱式电阻炉对经均匀化改锻后的试样进行 435 °C /2 h 固溶和 200 °C/12 h 时效预处理。如图 1 所示, 时效预处理后微观组织中存在相当数量的第二相粒子, 且第二相粒子分布均匀; 基体组织再结晶不明显, 基本呈现锻态拉长的变形特征。

表 1 Al-Zn-Mg-Cu 高强铝合金的化学成分

Table 1 Chemical composition of the Al-Zn-Mg-Cu alloy (wt%)

Zn	Mg	Cu	Zr	Si	Fe	Al
7.0~7.5	1.3~1.8	1.3~1.8	0.08~0.15	<0.06	<0.08	Bal.

收稿日期: 2014-04-17

基金项目: 国家自然科学基金项目 (51175361); 山西省科技攻关项目 (20110321013-02); 太原市科技明星项目 (120247-1)

作者简介: 赵晓东, 男, 1978 年生, 博士生, 讲师, 太原科技大学材料科学与工程学院, 山西 太原 030024, E-mail: zxd917@qq.com

将经过固溶时效预处理后的坯料加工成 $\phi 8 \text{ mm} \times 12 \text{ mm}$ 的圆柱体试样进行热压缩变形实验。热压缩实验在 Gleeble-1500D 热力模拟试验机上进行, 变形温度为 350、380、400 $^{\circ}\text{C}$, 应变速率为 0.05、0.1、1 s^{-1} , 变形程度为 60%~80%。试验过程中, 试样两端垫有石墨纸, 以消除接触面上的摩擦。压缩后的试样立即进行水淬处理, 以保留高温变形组织。用线切割的方法将变形后的试样沿纵截面对半剖开, 一半用于金相组织观察, 另一半再进行 350 $^{\circ}\text{C}/0.5 \text{ h}+470 \text{ }^{\circ}\text{C}/2 \text{ h}$ 的退火和固溶处理。金相组织观察在 ZEISS 显微镜上进行, 采用的腐蚀剂为混合酸 Keller 试剂 (1%HF+2.5% HNO_3 +1.5% $\text{HCL}+95\% \text{H}_2\text{O}$)。

对变形和固溶处理后试样进行研磨、抛光和腐蚀后观察金相组织。将变形后试样在 JEOL JEM-2010 透射电镜和 JEOL JEM2000FX 上进行 TEM 测试。TEM 试样采用双喷减薄制备, 电解液为硝酸:甲醇=1:3 (体积分数), 电流为 50~70 mA, 电压控制在 15~20 V, 冷却液为液氮, 温度控制在 -30~-20 $^{\circ}\text{C}$ 。将变形和固溶处理后的试样再进行 EBSD 测试。EBSD 试样经过粗磨和精磨后, 采用体积分数为 10%高氯酸+90%乙醇的浸蚀剂进行电解抛光, 电压控制在 19~22 V, 冷却液为液氮, 温度控制在 -20 $^{\circ}\text{C}$ 左右。采用 ZEISS ULTRA 55 场发射扫描电镜的牛津仪器 EBSD 系统, 步长 0.5 μm 。分析 435 $^{\circ}\text{C}/2 \text{ h}+200 \text{ }^{\circ}\text{C}/12 \text{ h}$ 固溶时效处理后析出相粒子特征及不同变形工艺条件对随后固溶处理过程中晶粒尺寸演变的影响。

2 结果与分析

2.1 热压缩变形组织

根据固溶时效预处理试样的热压缩应力-应变曲线, 计算获得其热变形激活能为 152.876 kJ/mol, 以及综合变形温度和应变速率的温度补偿应变速率参数 Z 值^[18]。

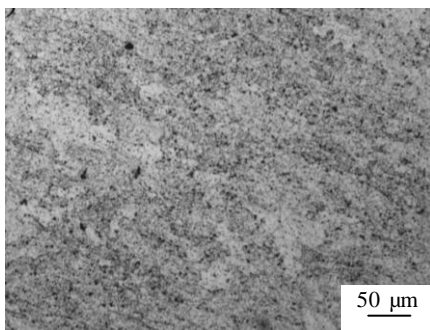


图1 固溶时效预处理的微观组织

Fig.1 Microstructure after solution-aging pre-treatment

图2为固溶时效预处理试样热压缩变形后的微观组织。可以看出, 不同变形条件下的再结晶行为和晶粒的演变规律不同。图2a中400 $^{\circ}\text{C}$ 、0.05 s^{-1} ($\ln Z=24.33$) 条件下, 压下率达到60%时, 变形组织中分布着大量细小等轴的再结晶晶粒。根据细小再结晶晶粒的分布特征、合金具有较高的层错能和预处理状态, 认为发生了连续动态再结晶^[19]。相同变形温度和应变速率条件下, 当压下率增加到80% (图2b) 时, 原始晶粒沿变形方向剧烈拉长, 晶粒边界局部区域可观察到细小的晶粒, 析出相含量较高、尺寸较大。应变速率的增加 (图2c), 使得变形过程中动态回复和再结晶来不及发生, 变形后组织沿垂直于压缩方向剧烈拉长, 晶界呈锯齿状, 动态再结晶不明显。图2d、2e和2f中380 $^{\circ}\text{C}$ 变形组织中, 由于变形温度偏低, 变形过程中动态再结晶均不明显。图2d中锯齿状变形晶界和晶界处细小的晶粒与图2a再结晶晶粒相似。只是由于温度较低, 应变速率较快, 再结晶程度低, 细小再结晶晶粒较少。图2e、2f中组织沿变形方向剧烈拉长, 析出相含量相对较多。变形量较大时 (图2f) 的组织同图2b相似, 变形组织中析出相含量较高, 粒子尺寸也较大。

出现上述现象的原因与细小第二相粒子有关。根据析出相粒子的尺寸和分布特征, 大量细小第二相粒子对变形过程中位错运动有阻碍作用。当第二相粒子尺寸和含量适合时, 将起激发再结晶形核的作用; 上述压下量过大的组织中, 析出相含量增加, 不利于再结晶的发生。已有研究认为^[7], 当小角度晶界被第二相粒子钉扎时, 更有利于其向大角度晶界转变。亚晶会由于细小第二相粒子的阻碍作用迅速吸收位错转变为大角度晶界。图2a中组织的压下率为60%, $\ln Z$ 值为24.33的条件下, 能够满足连续动态再结晶发生的条件, 获得了细小均匀的动态再结晶晶粒组织。

图3为在400 $^{\circ}\text{C}$ 、0.05 s^{-1} 、60%条件下变形组织的晶粒取向图和取向差分布图。由图3a可以看出, 变形后组织沿垂直于压缩方向拉长不明显, 主要由均匀分布的等轴、细小动态再结晶晶粒和亚晶粒组成, 并且亚晶粒和再结晶晶粒尺寸相当, 个别晶粒由小角度晶界和大角度晶界两部分共同组成。该组织特征符合连续动态再结晶的特点, 亚晶界通过原位吸收同号位错, 增大相邻亚晶的取向差, 从而转变为大角度晶界^[19]。对比图2a可以发现, 通过OM观察到的清晰细小晶粒为动态再结晶晶粒可能与组织中均匀分布的细小第二相粒子有关。一方面, 该新型高强铝合金中含有Zr元素, 在均匀化处理和固溶时效预处理过程中会析出 Al_3Zr 粒子。该粒子一旦析出就不易再溶解, 能在晶界处阻止晶界、亚晶界的迁移; 另一方面, 析出

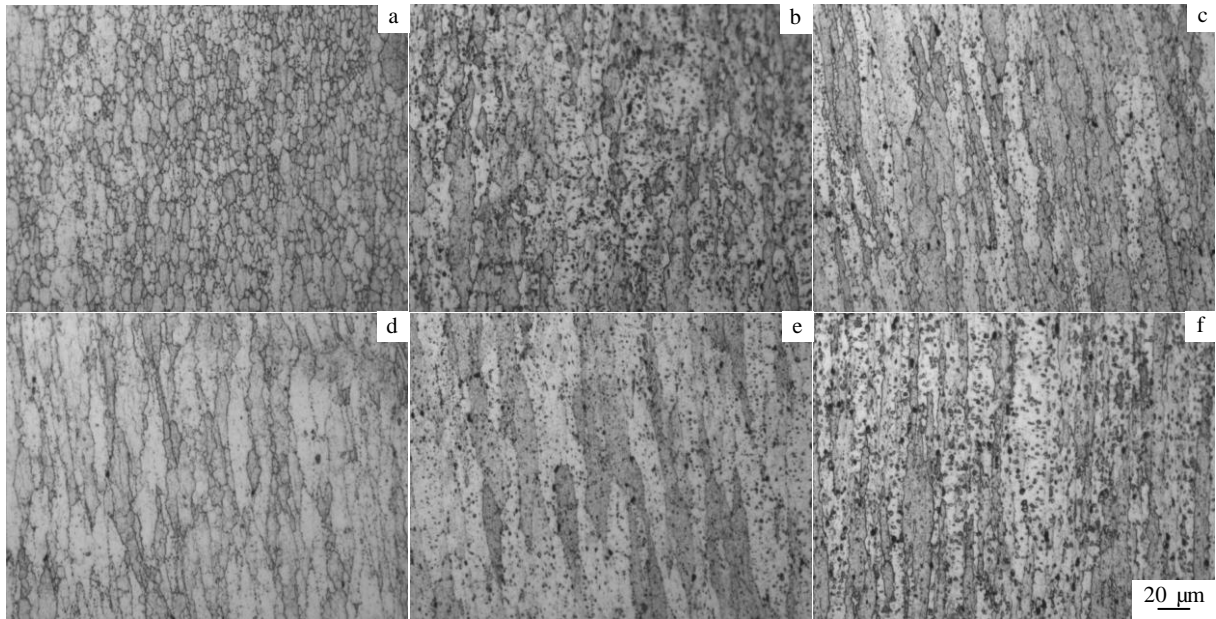


图 2 固溶时效态试样变形后的微观组织形貌

Fig.2 Microstructures after deformation of solution and aging samples: (a) 400 °C, 0.05 s⁻¹, 60% (lnZ=24.33), (b) 400 °C, 0.05 s⁻¹, 80% (lnZ=24.33), (c) 400 °C, 0.1 s⁻¹, 60% (lnZ =25.02), (d) 380 °C, 0.1 s⁻¹, 60% (lnZ=25.86), (e) 380 °C, 0.05 s⁻¹, 60% (lnZ=25.16), and (f) 380 °C, 0.05 s⁻¹, 80% (lnZ=25.16)

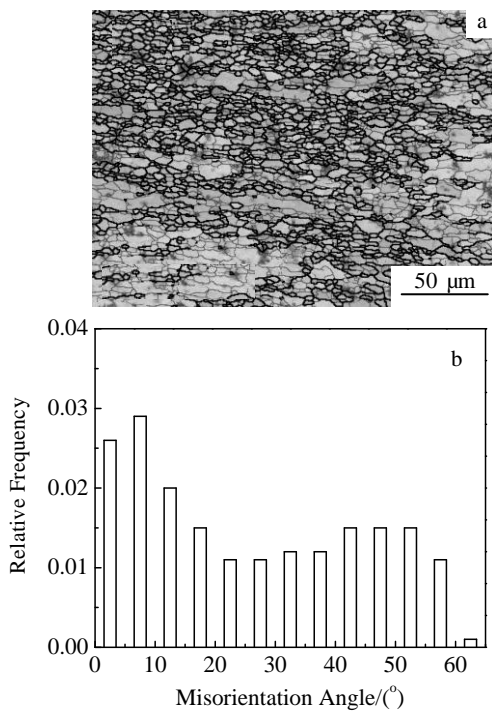


图 3 400 °C, 0.05 s⁻¹, 60%条件下变形后 EBSD 晶粒取向及其分布图

Fig.3 EBSD microstructure morphology (a) and misorientation distribution of grains (b)

的其它细小第二相粒子也会阻止晶界、亚晶界的移动。Yujing Lang 和 Hua Cui^[8]研究发现, 随着应变的增加, 原始晶粒边界出现细小的晶粒。即一旦晶界的迁移受到第二相粒子阻碍, 将加速晶粒细化过程。从晶粒边界到晶粒内部都会有由微剪切带边界发展成的孤立的链状新晶粒。综合考虑可知, 在该变形条件下组织中的新晶粒是由于变形和第二相粒子共同作用, 使得最终组织呈现出链状新晶粒, 并且在未细化晶粒内部布满大量尺寸相当的链状亚晶粒。由图 3b 晶粒取向差分布图也能看出, 变形组织中有大量亚晶界存在, 比例约为大角度晶界的一半, 而且小角度晶界向大角度晶界的过渡基本是连续的。

图 4 为不同条件变形后试样内部的 TEM 微结构。可以看出, 组织中第二相粒子尺寸主要集中在 20~50 nm。由图 4a、4c 可以看出, 经 380 °C、0.05 s⁻¹、60% 变形后, 组织中大量细小第二相粒子钉扎位错, 位错主要以切过方式通过位错, 切过后位错由平直状转变为波浪状。由图 4e 可以看出, 小角度晶界切过第二相粒子后, 切过部分和未切过部分颜色梯度不同, 说明晶界切过位错后改变了第二相粒子的一些特性, 如溶质元素含量等。由图 4b 可以看出, 经 400 °C、0.05 s⁻¹、60% 变形后的组织与图 4a 相比, 已形成很多尺寸为 2 μm 左右的亚晶粒。这与图 3a 中观察到的晶粒组织特

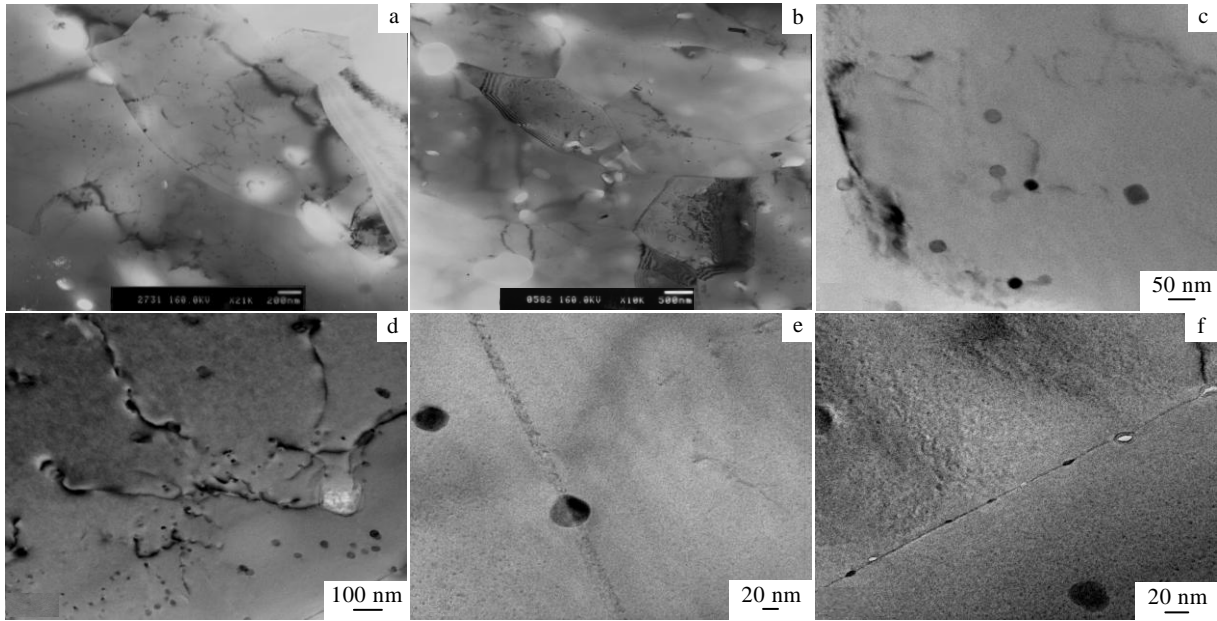


图4 变形组织 TEM 照片

Fig.4 TEM microstructures after deformation: (a, c, e) 380 °C, 0.05 s⁻¹, 60%; (b, d, f) 400 °C, 0.05 s⁻¹, 60%

征吻合。由图 4d、4f 可以看出, 细小第二相粒子与位错交互作用, 一些小的第二相粒子分布在晶界处, 能阻碍晶界迁移。说明, 变形前进行固溶时效预处理后组织中的大量细小第二相粒子有利于增加位错缠结, 使位错分布更均匀。正如上述分析, 这些大量细小第二相粒子有利于亚晶向晶粒的转变^[20]。

2.2 固溶淬火热处理组织

图 5 为对应图 2 变形试样经退火和固溶淬火处理后的金相组织。图 2a 变形组织发生了强烈的动态再结晶, 并且组织中有大量亚晶粒, 再结晶晶粒和亚晶粒细小均匀且呈链状分布。将其经低温退火和固溶淬火处理后 (图 5a), 晶粒长大不明显。对比图 5a、5b、5c 可以看出, 相同变形温度下, 随着压下率增加、应变速率增大, 晶粒组织粗化。尤其是压下率的增加, 将引起晶粒的明显长大, 晶粒粗化严重。图 5d、5e、5f 为 380 °C 变形试样经退火和固溶淬火后组织。由于变形温度低, 形变储能高, 相同压下率和应变速率条件下的退火和固溶处理晶粒组织比图 5a、5b、5c 中晶粒粗大。由图 5e 可以看出, 380 °C、0.05 s⁻¹、60% 变形试样经低温退火和固溶淬火处理后的晶粒组织长大倾向较小, 晶粒沿变形拉长的方向呈断续链状分布, 局部有较小尺寸的晶粒。随着压下率和应变速率的增加, 形变储能增大, 晶粒粗化明显 (图 5d、5f)。

图 5b、5d、5f 中出现尺寸为几十微米甚至上百微米的大晶粒表明。在低温、大变形量、较快的应变速

率下变形, $\ln Z$ 值都大于 25, 变形过程中基本未发生动态再结晶。变形后组织中储能过大, 引起退火和固溶淬火处理后组织中的晶粒长大。压下量一定时, $\ln Z$ 值在一定程度上表征储能的大小。在 400 °C、0.1 s⁻¹、60% 的条件下, $\ln Z$ 值 25.02 与 380 °C、0.05 s⁻¹、60% 条件下 $\ln Z$ 值 25.16 接近, 最终获得的组织也类似, 如图 5c 与 5e 所示。

固溶时效预处理试样中均匀分布着大量细小第二相粒子, 这些粒子在变形过程中减缓位错的交滑移和攀移的速度、推迟胞状组织和亚结构的形成, 并不同程度地影响着小角度晶界向大角度晶界的转变进程。在固溶处理前的低温退火 (350 °C/0.5 h) 过程中, 一方面第二相粒子会析出; 另一方面变形储能会以回复的形式释放, 形成胞状结构和亚晶。如果变形条件合适, 在低温退火后, 温度再升高到固溶温度进行保温, 亚晶粒和晶粒都不会过分长大。其原因为: (1) 变形后组织中存在的储能已经大部分以回复形式释放; (2) 第二相粒子会阻碍晶界、亚晶界的移动。

为了观察固溶处理后组织中是否有大量亚晶存在, 采用 EBSD 进行晶粒取向及取向差测试, 结果如图 6 所示。由图 6a、6b 可以看出, 380 °C、0.05 s⁻¹、60% 固溶后晶粒保持拉长形态, 晶界弯曲, 再结晶晶粒少, 拉长的晶粒内分布着大量亚晶粒。结合上述分析可知, 一方面, 该变形条件未达到连续动态再结晶的条件, 退火和固溶处理后也未发生再结晶, 说明变

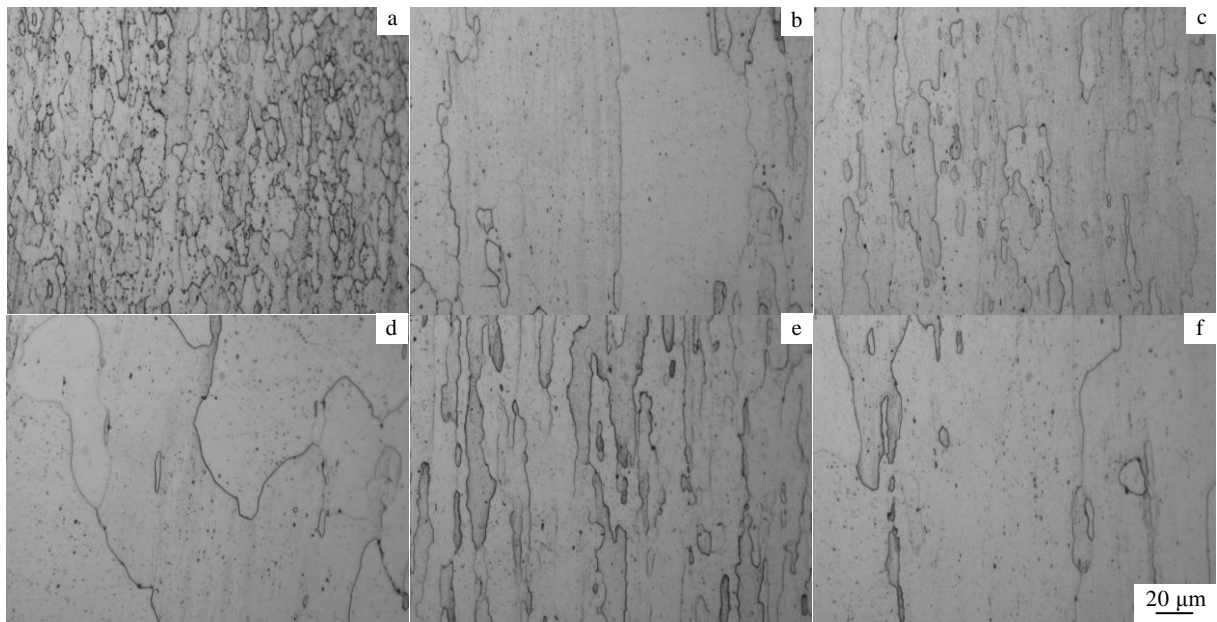


图 5 变形试样经 350 °C/0.5 h+470 °C/2 h 退火和固溶处理后的金相组织

Fig.5 OM microstructures of deformed samples after 350 °C/0.5 h+470 °C/2 h annealing and solution treatments: (a) 400 °C, 0.05 s⁻¹, 60% (lnZ=24.33), (b) 400 °C, 0.05 s⁻¹, 80% (lnZ=24.33), (c) 400 °C, 0.1 s⁻¹, 60% (lnZ=25.02), (d) 380 °C, 0.1 s⁻¹, 60% (lnZ=25.86), (e) 380 °C, 0.05 s⁻¹, 60% (lnZ=25.16), and (f) 380 °C, 0.05 s⁻¹, 80% (lnZ=25.16)

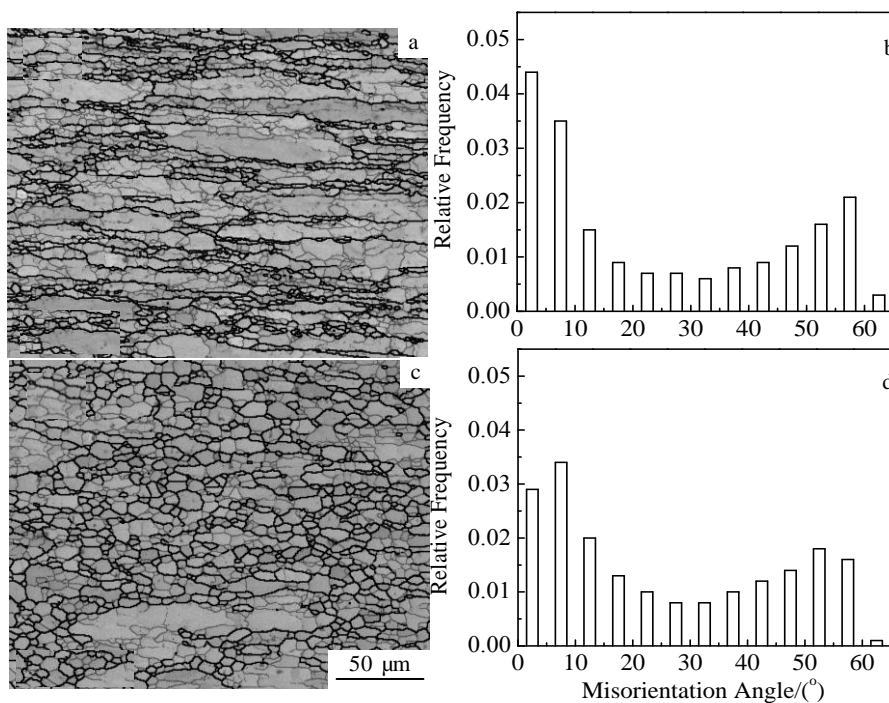


图 6 变形试样经退火和固溶处理后 EBSD 晶粒取向及其分布图

Fig.6 EBSD microstructure morphology (a, c) and misorientation distribution (b, d) of the deformed samples after annealing and solid solution treatments: (a, b) 380 °C, 0.05 s⁻¹, 60%; (c, d) 400 °C, 0.05 s⁻¹, 60%

形储能能在 350 °C/0.5 h 回复过程中得到释放, 并且该温度没有达到再结晶的临界温度, 从而保证最终组织中仍有大量亚晶粒存在; 另一方面, 时效析出相粒子会在固溶过程中抑制再结晶的发生。由图 6c、6d 可以看出, 400 °C、0.05 s⁻¹、60% 变形试样经退火和固溶淬火处理后晶粒长大不明显, 晶粒组织内还有大量亚晶粒。对比图 3 变形后组织, 链状的再结晶小晶粒逐渐趋近于等轴状且有所长大, 不过长大不明显, 仍然保持着细小的等轴晶且呈现均匀分布的状态。经退火和固溶淬火处理后组织中晶粒取向差在 20°~40° 中间过渡阶段范围内的晶界比变形组织中有所减少, 说明一些不稳定亚晶界已经转变成稳定的晶界。

由上面分析可知, 由于第二相粒子对位错的交滑移和攀移的阻碍作用, 若变形 lnZ 值大, 变形后组织的变形储能高, 最终固溶处理时, 晶粒长大的驱动力大, 难以达到细化晶粒的效果。但如果变形条件合适, 如在 400 °C、0.05 s⁻¹、60% 条件下, 变形过程中发生动态再结晶, 细小均匀的动态再结晶在后续退火和固溶过程中晶粒长大倾向较小。最终获得细小均匀的晶粒的组织。在 380 °C、0.05 s⁻¹、60% 条件下, 变形过程中虽未发生动态再结晶, 后续固溶过程中又不会引起晶粒的剧烈长大, 在晶粒内部形成大量亚晶粒。说明在工艺流程中, 只要合理选择各个工序的参数, 就能达到细化晶粒或亚晶的效果, 最终得到细小、均匀、等轴的晶粒或亚晶粒组织。

3 结 论

1) 固溶时效预处理试样, 经 400 °C、0.05 s⁻¹、60% 条件下变形时 (lnZ 值较小、变形程度适中), 发生了连续动态再结晶, 组织中分布着链状的细小再结晶晶粒和亚晶粒, 且亚晶粒和再结晶晶粒尺寸接近。退火和固溶淬火处理后, 组织中的链状晶粒长大不明显, 形状逐渐趋于稳定的等轴状, 最终获得细小均匀的晶粒组织;

2) 在 lnZ 值和变形程度适中的条件下变形, 动态再结晶不明显, 拉长的原始晶粒内有大量亚晶。再进行退火和固溶淬火处理后, 其组织特征与变形后的类似, 组织内分布着大量回复亚晶粒, 且亚晶尺寸较小。

3) 在 lnZ 值和压下率都较大的条件下变形, 动态再结晶不明显, 晶粒被严重拉长。再进行退火和固溶淬火处理后, 晶粒快速长大, 晶粒组织明显粗化。

参考文献 References

[1] Liu Bing(刘兵), Peng Chaoqun(彭超群), Wang Richu(王日初) et al. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色

金属学报)[J], 2010, 20(9): 1705

[2] Fang Huachan(方华婵), Chen Genghua(陈庚华), Chao Hong(巢宏) et al. *Materials Science and Engineering of Powder Metallurgy*(粉末冶金材料科学与工程)[J], 2009, 14(6): 352

[3] Xiong Baiqing(熊柏青), Li Xiwu(李锡武), Zhang Yongan(张永安) et al. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2009, 19(9): 1539

[4] Zhang Tingjie(张廷杰), Zhang Xiaoming(张小明), Tian Feng(田锋) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2001, 30(5): 335

[5] Ning Ailin(宁爱林), Liu Zhiyi(刘志义), Zeng Sumin(曾苏民) et al. *Materials Review*(材料导报)[J], 2007, 21(3): 74

[6] Zhang Yunya(张云崖), Deng Yunlai(邓运来), Wan Li(万里) et al. *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2007, 47(10): 1270

[7] Zhang Xinming(张新明), Liu Yingwei(刘颖维), Ye Lingying(叶凌英) et al. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2009, 19(4): 634

[8] Lang Yujing, Cui Hua, Cai Yuanhua et al. *Materials and Design*[J], 2012, 39: 220

[9] Zhang Xiaoming(张小明), Zhang Tingjie(张廷杰), Tian Feng(田锋) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2003, 32(5): 372

[10] He Yongdong(贺永东), Chen Ming'an(陈明安), Zhang Xinming(张新明). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2009, 38(12): 2093

[11] Minoda T, Yoshida H. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2002, 33A: 2891

[12] Tanaka H, Esakj H, Yamada K et al. *Sumitomo Light Metal Reports*[J], 2004, 45(1): 41

[13] Zang Jinxin(臧金鑫), Tao Lexiao(陶乐晓), Feng Chaohui(冯朝辉) et al. *Journal of Plasticity Engineering*(塑性工程学报)[J], 2011, 18(5): 38

[14] Li Xiwu(李锡武), Xiong Baiqing(熊柏青), Zhang Yongan(张永安) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2009, 38(9): 1589

[15] Sun Zhaoxia(孙兆霞), Peng Guosheng(彭国胜), Chen Kang-hua(陈康华) et al. *Materials Science and Engineering of Powder Metallurgy*(粉末冶金材料科学与工程)[J], 2012, 17(3): 297

[16] Liang Xin(梁信). *Study of 7085 Aluminim Alloy in Isothermal Multi-directional Torging and Tinite Element Simulation*(7085 铝合金等温多向锻及有限元模拟研究)[D]. Changsha: Central South University, 2011

- [17] Zang Jinxin(臧金鑫), Zheng Linbin(郑林斌), Zhang Kun(张坤) *et al.* *Journal of Aeronautical Materials*(航空材料学报)[J], 2011, 31(3): 35
- [18] Han Lianhua(韩连华). *Basic Research of High-strength Aluminum Alloy Plate Thermomechanical Process*(高强铝合金厚板形变热处理基础研究)[D]. Taiyuan: Taiyuan University of Science and Technology, 2014
- [19] Humphreys F J. *Elsevier Internet Homepage*[J], 2004, 3: 91
- [20] Gourdet S, Montheillet F. *Materials Science and Engineering A*[J], 2000, 283: 274

Grain Evolution during Hot Deformation and Subsequent Heat Treatments Processes of As-aging Pre-treated Al-Zn-Mg-Cu Alloy

Zhao Xiaodong, Han Lianhua, Chen Huiqin, Lu Ruilong, Liu Jiansheng
(Taiyuan University of Science and Technology, Taiyuan 030024, China)

Abstract: A new Al-Zn-Mg-Cu high strength aluminum alloy after solution and aging pre-treatments of 435 °C/2 h+200 °C/12 h was taken as the object and hot compressions at temperatures in the range of 350~400 °C, strain rates in the range of 0.01 to 1 s⁻¹ and height reduction up to 60%~80% were carried out followed by subsequent annealing and solution treatments of 350 °C/0.5 h+470 °C/2 h. The influences of precipitated particles on grain evolution mechanisms and regulations during hot deformation and subsequent annealing and solution treatments were investigated by optical microscope (OM) and electronic microscope (EBSD, TEM). The conclusions can be drawn as following. (i) Continuous dynamic recrystallization occurs under deformation conditions of 400 °C, 0.05 s⁻¹, 60%, the value of lnZ is 24.33, and refined and uniform recrystallized grains appear. After subsequent annealing and solution treatments, recrystallized grains become more equiaxed and uniform, and the size of grains increases slightly. As a result, the refined, equiaxed and uniformly-distributed grain structure occurs. (ii) When hot compression is carried out under conditions of 380 °C, 0.1 s⁻¹, 60%, the value of lnZ increases to 25 or so, grains are elongated along the deformation direction with some refined recrystallized grains at the grain-boundaries. After subsequent annealing and solution treatments, grain growth is not too much, and refined and recovered well sub-grains come forth evenly in the elongated grains. As a result, the elongated grain structure with refined and uniform sub-grains emerges. (iii) At other conditions of increased strain rates or decreased temperatures, the value of lnZ increases to about 26, and deformation increases to large values, dynamic recrystallization can not be observed obviously and the prior grains are elongated severely. After subsequent annealing and solution treatments, the grains grow rapidly. As a result, the coarse grain structure appears.

Key words: Al-Zn-Mg-Cu high-strength aluminum alloy; solution and aging treatment; second-phase particles; hot compression deformation; grains

Corresponding author: Chen Huiqin, Ph. D., Professor, School of Material Science and Engineering, Taiyuan University of Science and Technology, Taiyuan 030024, P. R. China, Tel: 0086-351-6998162, E-mail: chenhuiqin@tyust.edu.cn