



Al-Zn-Mg-Cu 合金第二相 在高压扭转变形中的回溶行为

李 萍, 许 兵, 徐洪磊, 李云辉, 严思梁, 薛克敏

(合肥工业大学 材料科学与工程学院, 合肥 230009)

摘 要: 基于高压扭转工艺, 采用 XRD、TEM、HRTEM 等方法研究了不同扭转圈数(1 圈、2 圈和 5 圈)对 Al-Zn-Mg-Cu 合金第二相的影响。研究表明: 室温条件下, 高压扭转变形过程中, MgZn_2 相发生了回溶现象, 因为基体中大量的针状半共格第二相转变为稳定的块状非共格第二相, 界面错配度增大, 比界面能增大, 热力学的平衡关系为 MgZn_2 相回溶提供驱动力, 塑性变形产生了大量的位错切过 MgZn_2 相, 引起了 MgZn_2 相的破碎, 并提高了 Zn 原子和 Mg 原子溶入基体的扩散系数, 促使 MgZn_2 相回溶至 Al 基体中。

关键词: Al-Zn-Mg-Cu 合金; 高压扭转; MgZn_2 相; 回溶; 位错

文章编号: 1004-0609(2021)-xx- -

中图分类号: TG319

文献标志码: A

引文格式: 李 萍, 许 兵, 徐洪磊, 等. Al-Zn-Mg-Cu 合金第二相在高压扭转变形中的回溶行为[J]. 中国有色金属学报, 2021, 31(x): xxxx-xxxx. DOI: 10.11817/j.ysxb.1004.0609.2021-36633

LI Ping, XU Bing, XU Hong-lei, et al. Redissolution behavior of second phase of Al-Zn-Mg-Cu alloy in high pressure torsional deformation[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2021, 31(x): xxxx-xxxx. DOI: 10.11817/j.ysxb.1004.0609.2021-36633

Al-Zn-Mg-Cu 合金^[1-3]具有优良的力学性能, 其强度高, 韧性好, 同时具备优良的热加工性能和低密度的特点, 因而广泛应用于航空航天和军事装备等领域。近年来, 随着航空航天和军事装备等领域的迅速发展, 对铝合金的组织 and 性能提出了更高的要求^[4-5]。高压扭转工艺(High pressure torsion, HPT)^[6-8]作为一种大塑性变形工艺, 其原理是在试样的轴向施加压力的同时施加周向的剪切应力, 可以在变形过程中同时产生较大的剪切变形量和较高的静水压力, 从而获得超细晶组织。目前采用高压扭转工艺获取超细晶^[9-10]已在铝合金材料上取得了显著成效, 同时在研究过程中发现了一种新现象: 大塑性变形不仅可以获得亚微米和纳米级的超细晶, 而且还改变了合金中第二相的形态, 并引起这些第二相在室温下回溶到母相中^[11-13]。

MURAYAMA^[14]团队最先发现了形变诱导回溶现象的存在, 他们对 Al-Cu 二元合金进行了常温下的等径角挤压实验, 发现合金中的 θ' 相的溶解可能是由于纳米级颗粒很高的表面能引起相的不稳定性所致。随后 Yu IVANISENKO 团队^[12]在常温下对珠光体钢就行了高压扭转实验, 发现了珠光体钢中渗碳体的回溶与变形过程中碳原子在跨渗碳体/铁素体界面的跃迁有关。许晓娟团队^[15]采用大塑性变形方法对 Al-Zn-Mg-Cu 合金进行实验, 认为大塑性变形引起的第二相回溶是高应力下的相变行为, 此类相变与温度和化学成分无关。我们团队^[16]研究了 Al-Zn-Mg-Cu 合金在等通道转角挤压变形前后的第二相演变, 认为是等通道挤压提供的剪切变形的作用下, 引起了第二相的回溶。

本团队^[17]之前对铸态 Al-Zn-Mg-Cu 合金进行

基金项目: 国家自然科学基金青年科学基金资助项目(51705119, 51805134); 国家自然科学基金资助项目(51575153)

收稿日期: 2020-10-23; **修订日期:** 2021-05-16

通信作者: 李 萍, 教授, 博士, 电话: 0551-62901368; E-mail: li_ping@hfut.edu.cn

了高压扭转实验, 同样发现了第二相的回溶现象, 并研究了回溶对 Al-Zn-Mg-Cu 合金的力学性能的影响。但是对于其机理尚未进行深入分析。因此, 本研究进行了一系列实验来深入分析室温高压扭转过程中 Al-Zn-Mg-Cu 合金中第二相的回溶规律及机理。

1 材料及方法

实验用 Al-Zn-Mg-Cu 合金由北京航空材料研究院提供, 为半连续铸造方法获得的铸坯, 其化学成分具体见表 1。实验前对坯料进行 480 °C/2 h 固溶+120 °C/24 h 时效处理, 使第二相充分析出。将坯料加工成 $d\ 30\ \text{mm} \times 5\ \text{mm}$ 的高压扭转试样, 实验温度为室温, 加载压力约为 1.1 GPa(成形载荷为 800 kN), 扭转角速度为 1 r/min, 扭转圈数分别为 1、2、5 圈。

表 1 Al-Zn-Mg-Cu 合金主要化学成分

Table 1 Main chemical composition of Al-Zn-Mg-Cu alloy (mass fraction, %)

Zn	Mg	Cu	Zr
11.0~12.0	2.3~3.0	2.0~2.6	0.1~0.2
Ti	Fe	Si	Al
≤0.05	≤0.05	≤0.05	Margin

实验设备采用团队自主研发的旋转压扭机: RZU200HF。实验模具采用的是限制型高压扭转模具, 由上下冲头和预紧圈组成。上下冲头与坯料接触部分直径为 $d\ 30\ \text{mm}$ 。取样位置选取为靠边缘区域, 在距离扭转中心 12 mm, 累积剪切应变量接近最高水平处切取试样进行微观组织表征。XRD 观测采用 D/MAX2500V 型 X 射线衍射仪, 测试时选用 Cu 标靶的波长为 0.154184 nm, 管电压、电流分别为 40 kV、40 mA, 衍射角范围为 10°~90°, 步长为 0.02626°。XRD 测试所得原始数据采用 Jade6.0 软件进行处理。采用 PIPS II 型离子减薄仪对 $d\ 3\ \text{mm}$ 的 TEM 试样进行减薄和穿孔处理, 采用 FEI Tecnai G2 F20 S-Twin 型场发射透射电镜进行微观组织观察, 实验用仪器电压 200 kV, 分辨率为 0.24 nm。

2 结果与分析

2.1 多元合金相的成分确定

图 1 所示为 HPT 变形前后 Al-Zn-Mg-Cu 合金的 XRD 谱。标定图 1(a)中的 XRD 谱分析, 可以得到母材以及变形后试样主要由 $\alpha(\text{Al})$ 基体和第二相 (MgZn_2 相) 组成。从图中的曲线可以看到, 母材的 MgZn_2 相衍射峰强度很高, 但高压扭转变形后, 试样的衍射曲线上不少的 MgZn_2 相衍射峰消失或衍射峰高度降低。图 1(b)是对 HPT 变形前后 MgZn_2 相相对含量统计的柱状图, 可以看到随着扭转圈数的增加, MgZn_2 相含量相对于母材含量逐渐降低, 由此初步判断, HPT 变形诱导 MgZn_2 相回溶到了 $\alpha(\text{Al})$ 基体中。

2.2 高压扭转对微观组织的影响

第二相主要以针状的 MgZn_2 相为主。经过高压扭转 1 圈变形后, 针状的 MgZn_2 相尺寸有了一定的

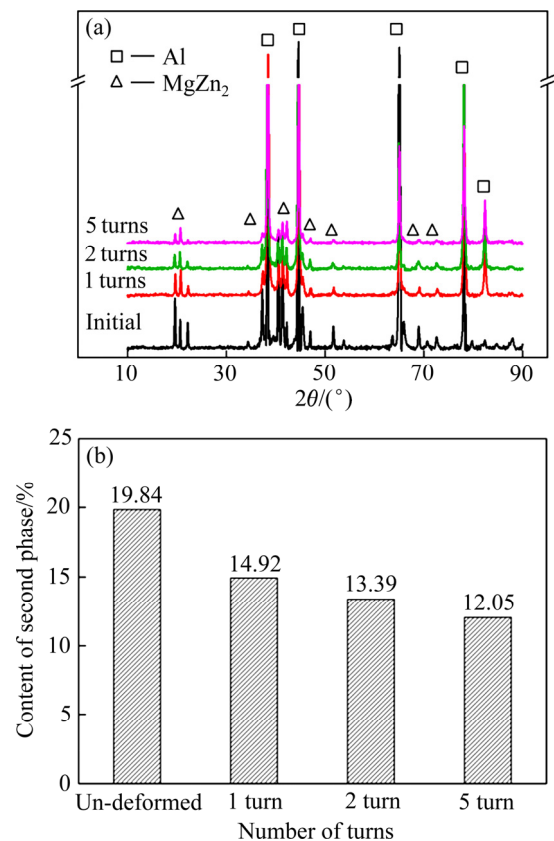


图 1 高压扭转变形前后 Al-Zn-Mg-Cu 合金 XRD 分析
Fig. 1 XRD analysis of Al-Zn-Mg-Cu alloy before and after high pressure torsion deformation: (a) XRD pattern; (b) Relative content of second phase column chart

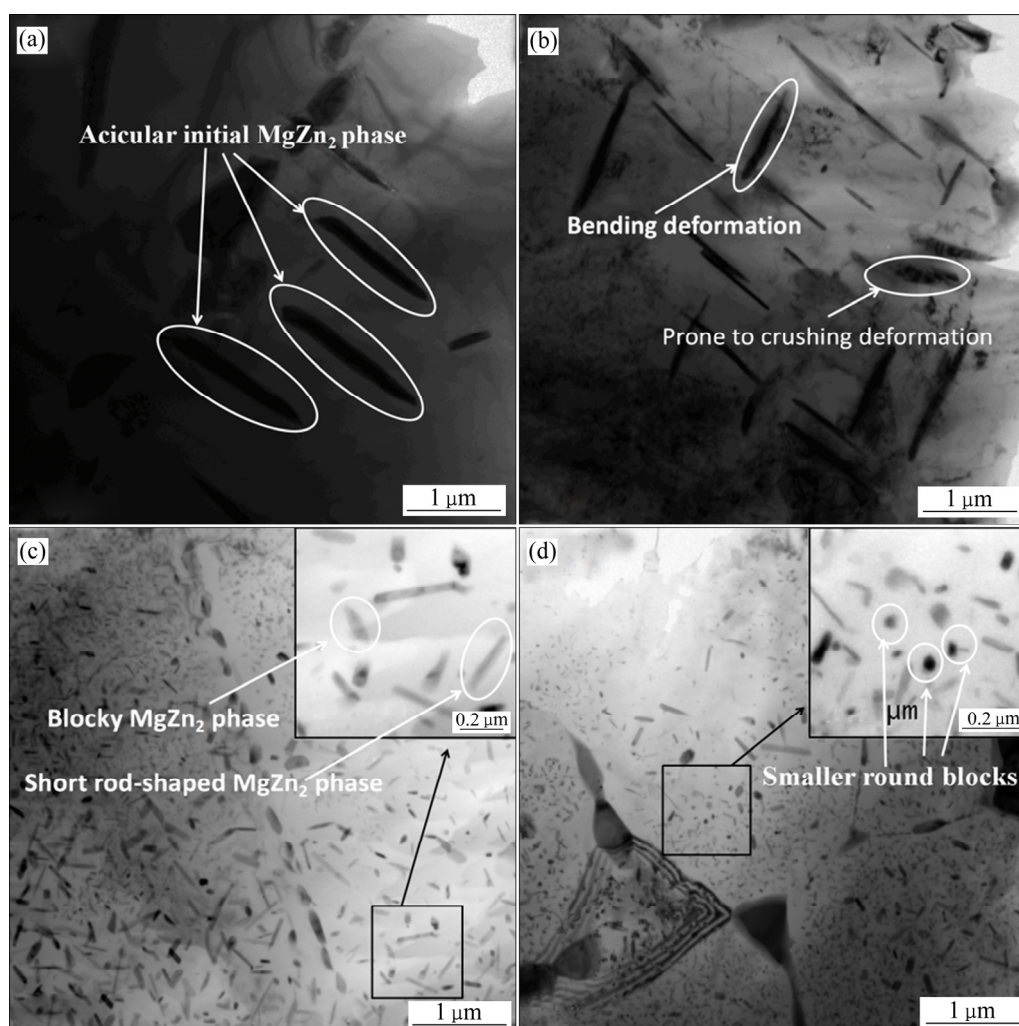


图 2 高压扭转变形前后的 MgZn_2 相的 TEM 形貌

Fig. 2 TEM morphology of MgZn_2 phase before and after high pressure torsion deformation: (a) Initial sample; (b) 1 turn; (c) 2 turns; (d) 5 turns

细化, 部分 MgZn_2 相出现了一定的弯曲和破碎变形。高压扭转变形 2 圈后, MgZn_2 相出现大量的破碎现象, 可以看到变形组织内分布着众多细小分离的小碎片, 破碎的 MgZn_2 相在形貌上呈块状和短棒状。随着高压扭转圈数达到 5 圈后, MgZn_2 相进一步破碎, 短棒状第二相数量明显减少, 基体中分布着尺寸更加细小的圆块状 MgZn_2 相。表 2 是统计的不同状态下第二相的尺寸, 由表可见, 随着扭转圈数的增加, MgZn_2 相的形貌由针状演变为块状, 尺寸逐渐降低。

2.3 MgZn_2 相的回溶机理

大塑性变形过程中, 多元合金相的回溶是一个复杂而多变的过程, 不同的材料回溶的机理不尽相

表 2 不同状态下基体中第二相的尺寸

Table 2 Size of second phase in different state (L is length, H is width and D is diameter)

	needle-like	block-shaped
Initial sample	1.3 μm (L)	—
1 turn-HPT	1–1.3 μm (L)	—
2 turns-HPT	150 nm $\times$ 20 nm ($L \times h$)	80 nm $\times$ 40 nm
5 turns-HPT	—	50 nm (D)

同, 目前普遍接受的观点有以下几种^[18–21]: 位错直接作用机理、界面能机理、空位机制和摩擦机理。本团队根据现有的研究手段, 难以表征空位机制及摩擦机制, 主要从界面能机理和位错直接作用机理进行展开, 并结合实验结果进行分析。

2.3.1 界面能机理

为了研究基体与第二相的共格关系,对高压扭转 2 圈后的 Al-Zn-Mg-Cu 合金不同形貌的第二相进行了高分辨研究,其 HRTEM 如图 3 所示,其中投影入射轴方向为(001)。通过对点阵平面的晶面间距进行标定,其中 $\alpha(\text{Al})$ 基面的晶面指数为(100),晶面间距为 0.2015 nm;针状、短棒状和圆块状第二相的晶面指数分别为(001)、(100)和(102),晶面间距分别为 0.2149 nm、0.2275 nm 和 0.3144 nm。

相邻的两物相界面上原子间距的相对差值可由错配度表示^[22]:

$$\delta = \frac{d_2 - d_1}{d_2} \quad (1)$$

式中: d_1 和 d_2 为界面两侧物相的晶面间距($d_1 < d_2$)。

当 $\delta < 0.05$ 时,两侧物相的界面为共格界面;当 $\delta > 0.25$ 时,两侧物相的界面为非共格界面;当 δ 的值介于两者之间时为半共格界面^[23]。通过错配

度关系式计算得到针状和短棒状第二相与 $\alpha(\text{Al})$ 基体界面错配度分别为 0.06、0.11,为半共格界面;圆块状第二相与 $\alpha(\text{Al})$ 基体界面错配度为 0.36,属于非共格界面。

非共格界面的界面能最高^[24-25], γ 非共格 $\approx 500 \sim 600 \text{ mJ/m}^2$; 半共格界面的界面能次之, γ 半共格 $\approx 200 \sim 500 \text{ mJ/m}^2$; 共格界面的界面能最低, γ 共格 $\approx 50 \sim 200 \text{ mJ/m}^2$ 。其中, γ 为界面能。

前面分析可知,在 HPT 变形过程中,基体中大量的针状半共格第二相减少,稳定的块状非共格第二相增加,界面错配度增加。非共格的第二相的形成与高压扭转变形诱导第二相的析出有关^[15-16]。由于表面能等于比界面能与表面积的乘积,而材料在变形过程中,表面能总是朝着降低的方向发展^[26]。比界面能随着错配度的增加而增加,所以第二相的表面积存在减小的趋势。第二相粒子表面积减小的方式有两种,如图 4 所示。第一种是第二相粒子之

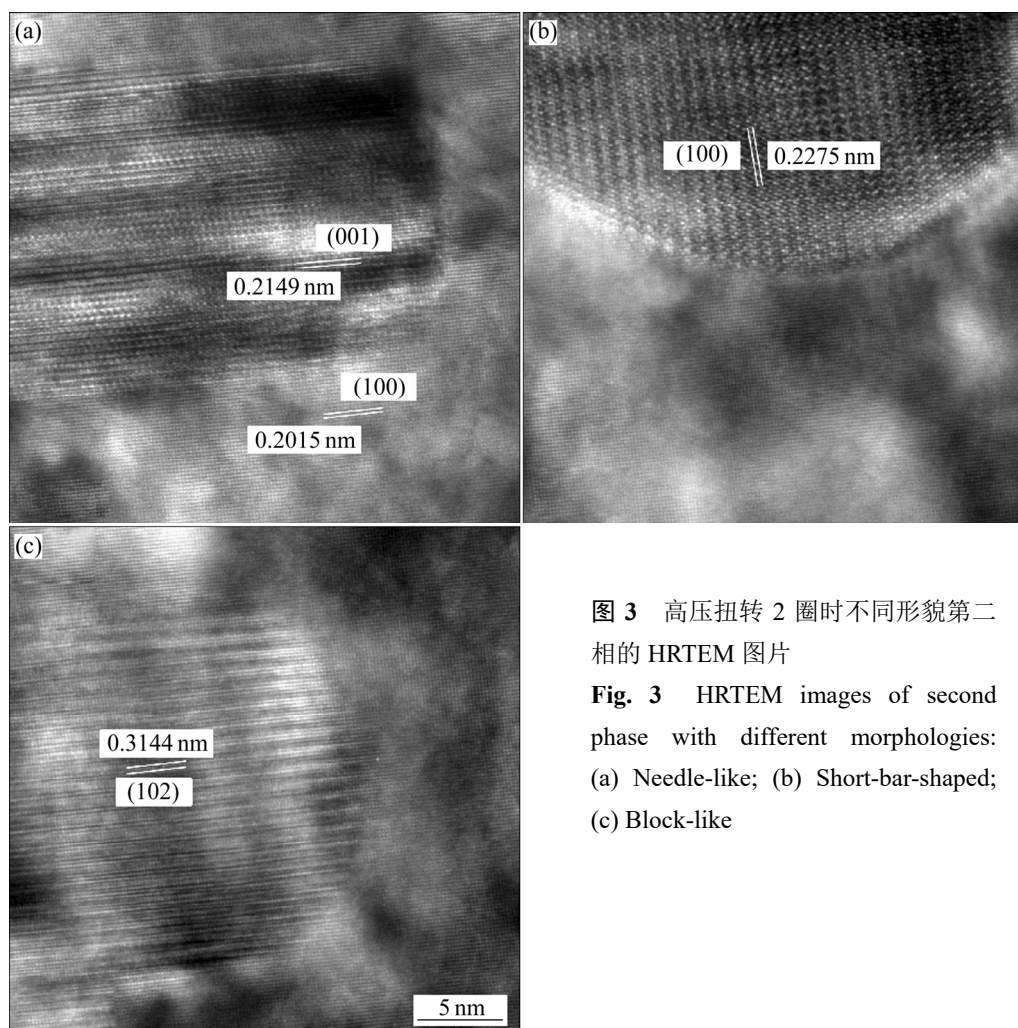


图 3 高压扭转 2 圈时不同形貌第二相的 HRTEM 图片

Fig. 3 HRTEM images of second phase with different morphologies: (a) Needle-like; (b) Short-bar-shaped; (c) Block-like

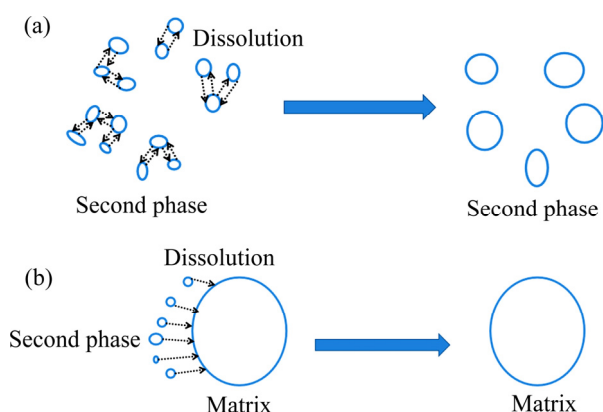


图 4 第二相粒子表面积减小的两种方式

Fig. 4 Two ways of surface area reduction of second phase particles: (a) Process of mutual fusion of second phase particles; (b) Process of second phase particles merging into matrix

间相互融合, 第二相粒子的数量减少, 表面积降低。第二种是第二相粒子溶解到基体中, 第二相粒子的数量减少, 表面积降低。第一种方式中, 第二相粒子的体积会随之增大, 但是从前面 TEM 的分析结果可知, 随着扭转圈数的增加, 第二相粒子的尺寸是逐渐减小的, 所以第一种方式不成立; 所以高压扭转过程中, 第二相粒子表面积减小的方式是第二相粒子数量减少。

2.3.2 位错直接作用机理

位错直接作用机理认为在塑性变形过程中, 位错直接切过第二相使其破碎回溶, 原理如图 5(a)所示^[27], 位错穿过第二相, 通过其科垂尔气团使间隙原子离开相基体, 对于与基体不共格的第二相, 实现这一机制需要更高的能量的消耗, 因为这一过程的完成需要不断有新的位错产生, 使位错从相的一面穿到另一面。图 5(b)分别为 MgZn_2 相在高压扭转 2 圈时 TEM 形貌图, 由图可以看出 MgZn_2 相已经破碎, 有明显的位错穿过, 可以证明第二相回溶时存在位错直接作用机制。

相对于铝基体, MgZn_2 相具有很高的硬度, 因此 MgZn_2 相所受的应变与基体不相同。在受到高压扭转变形的剪切力作用下, MgZn_2 相处于高应变状态, 而相对软的基体在硬的 MgZn_2 相周围产生塑性变形, 并产生大量的位错, 如图 6(a)所示, 位错在 MgZn_2 相周围堆积形成位错缠结和位错网。随着变形量的继续增加, 当达到 MgZn_2 相的屈服强度时, MgZn_2 相便产生塑性变形, 图 6(b)中可观察到

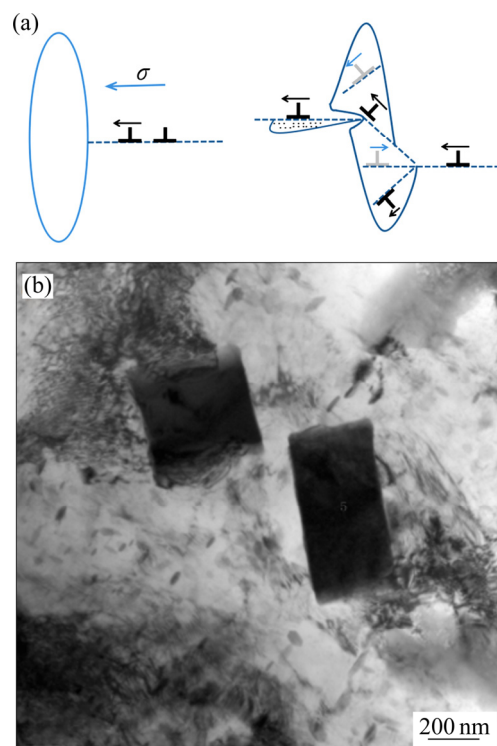


图 5 位错直接作用引起第二相回溶

Fig. 5 Dislocation directly causes second phase backsolution: (a) Schematic diagram; (b) TEM morphology diagram of MgZn_2 phase at high pressure torsion of 2 turns

MgZn_2 相内部产生影纹, 说明其内部产生大量的位错网。 MgZn_2 相内部和周围大量运动的位错切过 MgZn_2 相使其破碎, 与基体界面处于非平衡状态, 图 6(c)中可以看到有的 MgZn_2 相的边缘和中部发生了破碎现象。界面应力的增加使得 MgZn_2 相的能量增加, 界面能和界面应力的释放为 MgZn_2 相的溶解提供了很高的驱动力。但是, 第二相变小也可能使得其回溶的驱动力减小。非常小的第二相可能与基体共格^[28], 同时, 其弹性应变也随着析出相的变小而减小, 析出相再发生回溶, 需要外部进一步提供能量。因此可以得知回溶只发生在变形过程当中, 变形一旦停止, 回溶也停止。

回溶是一种经典的形核长大的反向过程, 这个过程的发生依赖于扩散和热波动。热力学平衡作为第二相回溶的驱动力, 那么就必须有大量的 Zn 原子和 Mg 原子扩散到基体中, 因此要求很高的扩散系数。温度的升高或者位错等缺陷的密度增加可以增大其扩散系数。本试验中高压扭转变形是在室温下进行, 坯料与模具有良好的热传导, 在变形中产生的热能够很快被传出, 因此由温度因素引起的扩

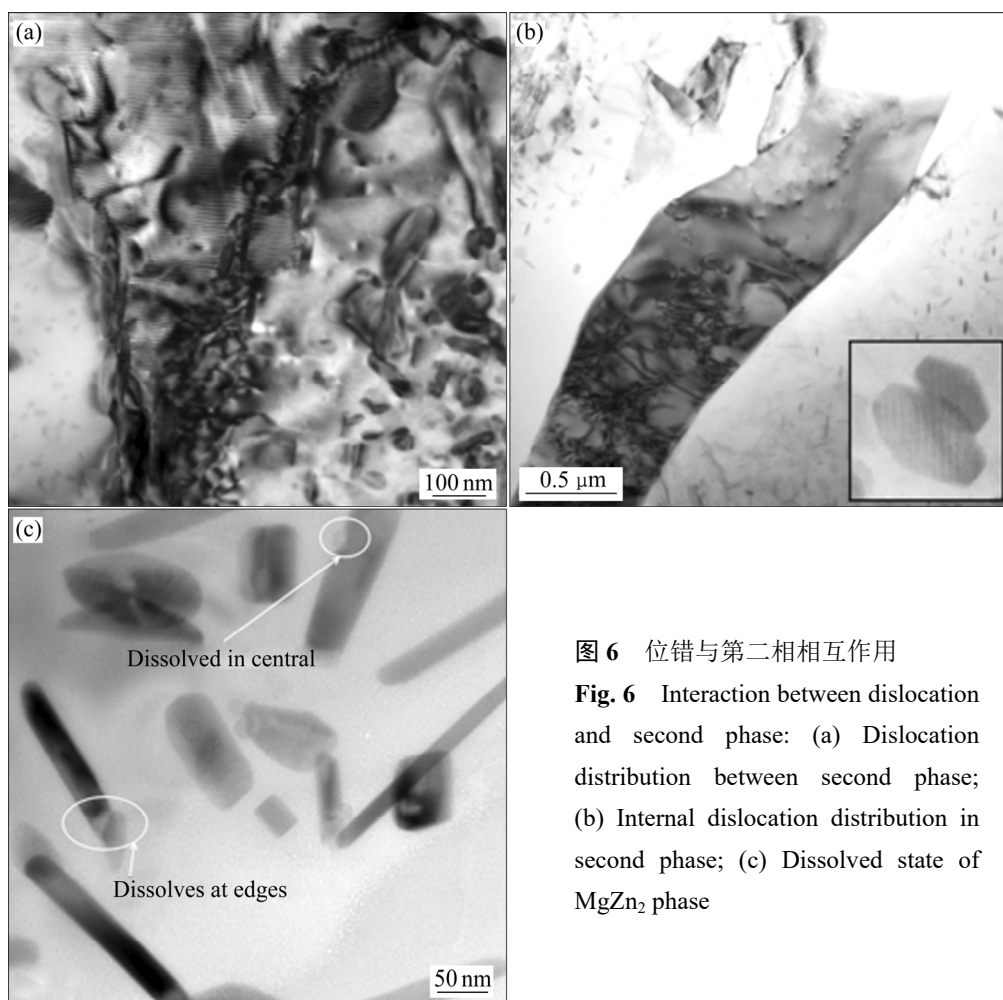


图6 位错与第二相相互作用

Fig. 6 Interaction between dislocation and second phase: (a) Dislocation distribution between second phase; (b) Internal dislocation distribution in second phase; (c) Dissolved state of MgZn_2 phase

散系数可以忽略；而在高压扭转变形过程中产生高密度位错、亚晶界及空位等缺陷，由缺陷引起的扩散系数的增加占主导地位，Zn 原子和 Mg 原子以这些缺陷作为管道扩散，不断地溶入基体。

大塑性形变对第二相有促进溶解的作用，同时对过饱和固溶体又有促进脱溶的作用。当半共格的第二相被位错切过，破碎细化到一定尺寸时，引起了界面能的升高，这为 MgZn_2 相的回溶提供了驱动力，促使 MgZn_2 相回溶到基体中。 MgZn_2 相的回溶又引起了基体过饱和度增大。当增大到一定值时，在高压扭转变形条件下会发生脱溶，形成非共格的 MgZn_2 相颗粒。由于大塑性变形引起基体晶格的高度畸变，将引起保持共格关系的第二相表层的畸变能增加，使形核功显著增加，形核困难；甚至无法形成共格的界面，从而导致 GP 区和亚稳相无法形核，只有与基体没有共格关系的稳定相才能从基体中析出，形成晶格无畸变的析出粒子。新析出的非共格的 MgZn_2 相颗粒增加了试样的界面能，这又为

第二相的继续回溶提供了驱动力，在随后的高压扭转变形中，大量的位错继续切过非共格的 MgZn_2 相使之破碎，促使这些颗粒再次回溶。可见，一旦出现半共格的 MgZn_2 相的回溶，以后的高压扭转变形中，将同时自发进行两个过程：即半共格的 MgZn_2 相不断回溶以及非共格的 MgZn_2 相的析出和溶解交替进行。

5 结论

1) Al-Zn-Mg-Cu 合金经高压扭转变形后， MgZn_2 相随着高压扭转圈数的增加逐渐发生变形、破碎、回溶； MgZn_2 的含量及尺寸均逐渐减小，形貌由初始样的针状演变为短棒状和块状。

2) 随着高压扭转变形的进行，初始态 Al-Zn-Mg-Cu 合金中大量亚稳态的半共格第二相减少稳态的非共格第二相增加，界面能逐渐升高，第二相发生回溶现象；

3) 高压扭转变形过程中, 热力学平衡为第二相回溶提供驱动力, 位错引起 Al-Zn-Mg-Cu 合金中 MgZn_2 相破碎, 并提高 Zn 原子和 Mg 原子的扩散系数, 从而溶入基体, 促使 MgZn_2 相的回溶。

REFERENCES

- [1] LIU Y H, YAN L M, HOU X H, et al. Precipitates and corrosion resistance of an Al-Zn-Mg-Cu-Zr plate with different percentage reduction per passes[J]. *Rare Metals*, 2018, 37(16): 381–387.
- [2] 李芳芳, 徐国富, 李 耀, 等. 淬火速率对含 Sc(Zr) 高强韧 Al-Zn-Mg-Cu 合金微观组织和力学性能的影响[J]. *中国有色金属学报*, 2020, 30(2): 264–272.
LI Fang-fang, XU Guo-fu, LI Yao, et al. Effect of quenching rate on microstructure and Mechanical Properties of High Strength Al-Zn-Mg-Cu Alloy containing Sc(Zr)[J]. *Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2020, 30(2): 264–272.
- [3] FU Yan-jun, LI Xi-wu, KAI Wen, et al. Effect of heat treatment on microstructures and properties of a novel Al-Zn-Mg-Cu alloy for oil drilling[J]. *Progress in Natural Science: Materials International*, 2019, 29(2): 116–122.
- [4] 王 群, 王婧超, 李雄魁, 等. 航天用轻质结构材料研究进展及应用需求[J]. *宇航材料工艺*, 2017, 47(1): 1–4.
WANG Qun, WANG Jing-chao, LI Xiong-kui, et al. Research progress and application requirements of lightweight structural materials for aerospace[J]. *Aerospace material technology*, 2017, 47(1): 1–4.
- [5] DUCHAUSSOY A, SAUVAGE X, EDALATI K, et al. Structure and mechanical behavior of ultrafine-grained aluminum-iron alloy stabilized by nanoscaled intermetallic particles[J]. *Acta Materialia*, 2019, 167: 89–102.
- [6] KRÁL P, DVORÁK J, SKLENICKÁ V, et al. Microstructure and creep behaviour of P92 steel after HPT[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2018, 723(18): 287–295.
- [7] POPOVA E N, DERYAGINA I L, VALOVA Z E G, et al. The role of interfaces in evolution of structure and thermal stability of Cu-Nb composite processed by high-pressure torsion[J]. *Defect and Diffusion Forum*, 2018, 383: 118–124.
- [8] 薛克敏, 孙建辉, 纪小虎, 等. 高压扭转工艺对 TA15 钛合金组织和性能的影响[J]. *稀有金属材料与工程*, 2019, 48(4): 1189–1194.
XUE Ke-min, SUN Jian-hui, JI Xiao-hu, et al. Effect of high pressure torsion process on microstructure and properties of TA15 titanium alloy[J]. *Rare metal materials and engineering*, 2019, 48(4): 1189–1194.
- [9] LI Ping, WU Guang-shan, WEI Xue-feng, et al. Effect of high pressure torsion on stress corrosion resistance of Al-Zn-Mg-Cu-Zr alloy[J]. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2019, 48(9): 2981–2986.
- [10] 丁永根, 王薄笑天, 李 萍, 等. 高压扭转变形的 Al-Zn-Mg-Cu-Zr 合金显微组织及结构[J]. *中国有色金属学报*, 2017, 27(6): 1125–1131.
DING Yong-gen, WANG Bo-Xiaotian, LI Ping, et al. Microstructure and texture of Al-Zn-Mg-Cu-Zr alloy with high pressure torsion deformation[J]. *Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2017, 27(6): 1125–1131.
- [11] SENKOV O N. Microstructure and microhardness of an Al-Fe alloy subjected to severe plastic deformation and aging[J]. *Nanostructured Materials*, 1998, 10(5): 691–698.
- [12] IVANISENKO Y, LOJKOWSKI W, VALIEV R Z, et al. The mechanism of formation of nanostructure and dissolution of cementite in a pearlitic steel during high pressure torsion[J]. *Acta Materialia*, 2003, 51(18): 5555–5570.
- [13] LIU Zhi-yi, XU Chen, HAN Xian-gnan, et al. The dissolution behavior of θ' phase in Al-Cu binary alloy during equal channel angular pressing and multi-axial compression[J]. *Materials Science and Engineering*, 2010, 527(16/17): 4300–4305.
- [14] MURAYAMA M, HORITA Z, HONO K. Microstructure of two-phase Al-1.7at% Cu alloy deformed by equal-channel angular pressing[J]. *Acta Materialia*, 2001, 49(1): 21–29.
- [15] 许晓婧, 刘志义, 党 朋, 等. 室温强塑性变形下回溶和再析出的机理研究[J]. *材料科学与工艺*, 2005(2): 178–181.
XU Xiao-chang, LIU Zhi-yi, DANG Peng, et al. Study on the mechanism of backdissolution and re-precipitation under strong plastic deformation at room temperature[J]. *Journal of Materials Science and Technology*, 2005(2): 178–181.
- [16] XUE K M, WANG B X T, YAN S L, et al. Strain-induced dissolution and precipitation of secondary phases and synergetic strengthening mechanisms of Al-Zn-Mg-Cu alloy during ECAP[J]. *Advanced Engineering Materials*, 2019.
- [17] 李 萍, 丁春慧, 王薄笑天, 等. 高压扭转诱导新型 Al-Zn-Mg-Cu 合金第二相回溶[J]. *中国有色金属学报*, 2019, 29(1): 17–23.
LI Ping, DING Chun-hui, WANG Bo-xiaotian, et al. High pressure torsion induced second phase backsolution of new Al-Zn-Mg-Cu alloy[J]. *Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2019, 29(1): 17–23.
- [18] PÉREZ-PRADO M T, VALLE D, RUANO O A. Grain refinement of Mg-Al-Zn alloys via accumulative roll

- bonding[J]. Scripta Materialia, 2004, 51(11): 1093–1097.
- [19] OHASHI K, FUJITA T, OH-ISHI K, et al. Microstructural control of a precipitate-hardenable Al-Ag alloy using severe plastic deformation[C]. Trans Tech Publications, 2003: 2637–2642.
- [20] FATAY D, BASTARASH E, NYILAS K, et al. X-ray diffraction study on the microstructure of an Al-Mg-Sc-Zr alloy deformed by high-pressure torsion[J]. Materials Research and Advanced Techniques, 2003, 94(7): 842–847.
- [21] HIDAKA H, TSUCHIYAMA T, TAKAKI S. Microstructural change during mechanical milling treatment in Fe-C alloy powders with different initial microstructure[J]. Materials Science Forum, 2003, 426/432: 2717–2722.
- [22] CAZOTTE S, ZHANG Z, DEHM G. A structural characterization of a Cu/MgO (001) interface using Cs corrected HRTEM[J]. Thin Solid Films, 2010, 519(5): 1662–1667.
- [23] WANG A Q, TIAN H W, XIE J P. Properties investigation and microstructures characterization of SiCp/6061Al composites produced by PM route[J]. IOP Conference Series: Materials Science and Engineering, 2018, 292: 012055.
- [24] CHUANG T F, YANG Y L, SHIOJIRI M, et al. An atomic scale structural investigation of nanometre-sized η' precipitates in the 7050 aluminium alloy[J]. Acta Materialia, 2019: 351–368.
- [25] EIVANI A R, VAFAEENEZHAD H, NIKAN O, et al. Modeling high temperature deformation characteristics of AA7020 aluminum alloy using substructure-based constitutive equations and mesh-free approximation method[J]. Mechanics of Materials, 2019: 104–112.
- [26] VASIL'EV L S, LOMAVE I L, ELSUKOV E P. On the analysis of the mechanisms of the strain-induced dissolution of phases in metals[J]. Physics of Metals & Metallography, 2006, 102(2): 186–197.
- [27] ZHOU Q, HUA D P, DU Y, et al. Atomistic study of atomic structures and dislocation nucleation at Al/Al₂Cu interfaces[J]. International Journal of Plasticity, 2019, 120(12): 115–126.
- [28] BHADESHIA H K D H. Mechanically alloyed metals[J]. Materials science and technology, 2000, 16(11/12): 1404–1411.

Redissolution behavior of second phase of Al-Zn-Mg-Cu alloy in high pressure torsional deformation

LI Ping, XU Bing, XU Hong-lei, LI Yun-Hui, YAN Si-liang

(School of materials science and engineering, Hefei University of Technology, Hefei, 230009, China)

Abstract: The effects of different torsional number (1, 2 and 5) on the second phase of Al-Zn-Mg-Cu alloy were studied by means of XRD, TEM and HRTEM based on the high-pressure torsional process. Research shows that: under the condition of room temperature, high pressure torsion deformation process, the MgZn₂ phase to dissolve phenomenon happens, because a large number of acicular half coherent second phase in the matrix into the second phase, stable block incoherent interface mismatch degree increased, than can increase interface, thermodynamic equilibrium for MgZn₂ phase back solution provides driving force, plastic deformation generated a lot of dislocation MgZn₂ phase has been cut, caused the MgZn₂ phase of broken, and improved the zinc and Mg atoms into the matrix of diffusion coefficient, prompting MgZn₂ phase back into the solution to the Al substrate.

Key words: Al-Zn-Mg-Cu alloy; high pressure torsion; MgZn₂ phase; redissolution; dislocation

Foundation item: Projects(51705119, 51805134) supported by the Natural Science Foundation of China Youth Science Foundation; Project(51575153) supported by the National Natural Science Foundation of China

Received date: 2020-10-23; **Accepted date:** 2021-05-16

Corresponding author: LI Ping, Tel: +86-551-62901368; E-mail: li_ping@hfut.edu.cn

(编辑)