

文章编号: 1004-0609(2004)05-0759-07

强变形诱导析出相回归后的再时效行为^①

许晓嫦, 刘志义, 张 坤, 郑青春, 叶呈武

(中南大学 材料科学与工程学院, 长沙 410083)

摘 要: 利用透射电镜和硬度测量实验手段, 研究了强变形诱导析出相回归后的合金在再时效过程中的组织、性能变化。发现: 多相合金 Al-Zr-Mg-Cu 经固溶、时效处理后, 析出相粒子在强变形过程中破碎细化并可重新回归于基体内。强变形导致回归后的合金在再时效处理时可再次沉淀析出第二相粒子, 但析出相的析出顺序与强变形后合金的晶粒尺有相关, 当晶粒细化到某一临界尺寸以下时, 析出顺序发生改变, 非均匀形核的平衡相可抑制 GP 区、 η 亚稳相等前期粒子的析出。

关键词: 强变形; Al-Zr-Mg-Cu 合金; 时效析出相; 回归; 再时效

中图分类号: TG 146.2

文献标识码: A

Re-ageing behavior of retrogressive precipitated phase caused by severe plastic deformation

XU Xiao-chang, LIU Zhi-yi, ZHANG Kun, ZHENG Qing-chun, YE Cheng-wu

(School of Materials Science and Engineering, Central South University, Changsha 410083, China)

Abstract: The microstructure and properties of an aged Al-Zr-Mg-Cu alloy associated with severe plastic deformation were studied by transmission electron microscopy and hardness measurement methods. The results show that the precipitates is fragmented and the retrogressive phenomenon of precipitated phase particles is caused by severe plastic deformation at room temperature condition. The sample which has retrogressive phenomenon precipitates the secondary phase during re-ageing treatment subsequently, and the reprecipitation sequence is due to the grain size caused by severe plastic deformation. There is a critical grain size below which the reprecipitation sequence changes, the heterogeneous precipitation of phase at grain boundaries would suppress precipitation of metastable phases such as GP zones and η phase.

Key words: severe plastic deformation; Al-Zr-Mg-Cu alloy; ageing precipitated phase; retrogression; re-ageing

晶粒细化是提高材料综合性能的有效手段, 也是新型高性能材料的发展趋势。工业应用前景广泛的强应变大塑性变形法, 只需通过塑性变形即可达到晶粒细化的目的。因此, 其主要加工方法, 如扭转变形、等径挤压 (ECAP)、反复重叠轧制法 (ARB) 等^[1-7] 已经受到人们的广泛关注、成为材料领域的研究热点。Senkov 等^[5] 在 Al-5.6% Fe 合金的强变形中发现析出相 Al_3Fe_4 在室温下回溶于基

体中。Murayama 等^[6] 在 Al-Cu 二元合金的等径挤压变形中观察到呈针状的 θ' 过渡相在室温下数道次等径挤压过程中逐步分解成短链状颗粒直至回溶进入基体。Ohrishi 等^[1] 在 Al-Zr-Si 合金的等径挤压中也发现 β' 过渡相的室温回溶行为。根据经典的相变理论, 析出相回溶于基体必须是含有这些析出相的合金加热至该析出相的固溶温度曲线以上才会发生。国内学者在强变形领域进行了大量的研

① 基金项目: 湖南省自然科学基金资助项目 (03JJY3074)

收稿日期: 2003-09-01; 修订日期: 2003-11-21

作者简介: 许晓嫦 (1963-), 女, 副教授, 博士。

通讯作者: 许晓嫦, 博士; 电话: 0731-8836011; E-mail: xuxch@163.com

究^[8-11], 但与此相应的微观研究主要集中在强变形对铝合金晶粒细化、位错亚结构和后续时效形成的析出相结构及分布的影响, 至今尚未发现强变形诱导析出相室温回归现象的相关报道。国外虽然已有文献涉及到这一方面^[1-7], 但都是从超细晶的制备方法对材料组织性能的影响这一角度进行阐述, 而没有将析出相的这类回溶作为一种新的微观现象进行深入研究, 而且目前尚未发现有广泛应用于航空航天的重要结构材料、 $7 \times \times \times$ 系铝合金的相关研究。由于强变形诱导析出相回归是一个新的重要微观现象, 因此研究 Al-Zn-Mg-Cu 合金强变形诱导析出相回归及随后的再时效行为, 对制定新的热处理技术原型具有潜在的重要意义。

1 实验

1.1 材料

实验用合金采用高纯铝、锌、镁和铝-铜中间合金配制, 电阻炉熔炼, 水冷铜模浇铸。合金成分分析结果见表 1。

表 1 实验合金的化学成分

Table 1 Compositions of tested alloy
(mass fraction, %)

Al	Zn	Mg	Cu	Impurity
89.0	5.1~6.1	2.1~2.9	2.0	1.0

铸锭经二级均匀化以后, 挤压成 d 12 mm 的棒材, 挤压比为 17.36, 然后切割成 d 5 mm $\times$ 7.5 mm 的圆柱热模拟试样。

1.2 实验方法

分析了 6 种处理工艺试样的硬度值变化规律及其透射电镜显微组织, 其处理工艺列于表 2。

压缩变形在 Gleeble 1500 热模拟机上进行, 变形过程中试样采用水冷; 硬度测试用布氏硬度计测量; 透射电镜试样采用常规电解双喷方法制备, 电解液为硝酸甲醇溶液, 电解温度为 -25 $^{\circ}\text{C}$; 显微组织观察与分析在 JEM-2000EX 电子显微镜上进行, 加速电压为 160 kV。

在初期的实验中发现, 由于热模拟机加载负荷的限制, 试样可产生的最大强变形量为 90%, 不能使析出相全部回溶于基体中。为了避免在再时效过程中有新的析出相产生, 以增加硬度测量及透射电镜观察方法在分析过程中的说服力, 因此第一次时

效采取了 180 $^{\circ}\text{C}$, 24 h 的过时效处理, 而再时效则采取 120 $^{\circ}\text{C}$, 24 h 的峰时效处理。根据相变理论^[12, 13], 过饱和固溶体在 180 $^{\circ}\text{C}$, 24 h 的过时效处理过程中第二相粒子将充分析出, 由于再时效的温度低于第一次时效温度, 如果在这 2 次时效处理之间没有析出相回溶, 则 120 $^{\circ}\text{C}$, 24 h 的再时效处理不会有新的第二相粒子析出, 硬度值也不会有提高。

表 2 实验试样的处理工艺

Table 2 Treating technology of tested samples

Sample No.	Technology of treating
1	Solution treatment(460 $^{\circ}\text{C}$, 30 min, water quenching)
2	Solution treatment(460 $^{\circ}\text{C}$, 30 min, water quenching) + ageing(180 $^{\circ}\text{C}$, 24 h) + deforming at room temperature(10% ~ 90%)
3	Solution treatment(460 $^{\circ}\text{C}$, 30 min, water quenching) + ageing(180 $^{\circ}\text{C}$, 24 h) + deforming at room temperature(10% ~ 90%) + reageing(120 $^{\circ}\text{C}$, 24 h)
4	Solution treatment(460 $^{\circ}\text{C}$, 30 min, water quenching) + reageing(120 $^{\circ}\text{C}$, 0~ 44 h)
5	Solution treatment(460 $^{\circ}\text{C}$, 30 min, water quenching) + ageing(180 $^{\circ}\text{C}$, 24 h) + deforming at room temperature(90%) + reageing(120 $^{\circ}\text{C}$, 0~ 44 h)
6	Solution treatment(460 $^{\circ}\text{C}$, 30 min, water quenching) + ageing(180 $^{\circ}\text{C}$, 24 h) + retrogressing(220 $^{\circ}\text{C}$, 90 s) + reageing(120 $^{\circ}\text{C}$, 0~ 44 h)

2 结果与分析

2.1 硬度测试结果

2.1.1 试样经不同工艺处理后的硬度—变形量曲线

图 1 所示为试样 1~ 3 的硬度—变形量曲线。可以看出, 试样 1 的硬度随变形量的增大基本上呈线性上升, 试样 2 的硬度随变形量的增大在 60% 处达最大值, 然后变形量增大硬度反而有所下降; 试样 3 的硬度随变形量变化的趋势与试样 2 的变化趋势相同, 都存在硬度峰值, 但变形量小于 60% 时对应的硬度为试样 2 的高于试样 3 的, 变形量大于 60% 时, 对应的硬度值为试样 3 的高于试样 2 的。分析认为: 试样 1 在强变形前未经时效处理不存在时效析出相。因此, 试样 1 的曲线可以根据金属材料强化理论^[14]解释。在再结晶温度下, 由于加工硬化及晶粒细化引起的强化效果, 使硬度随变形量的增大基本上呈线性上升。试样 2 经固溶、时效处理

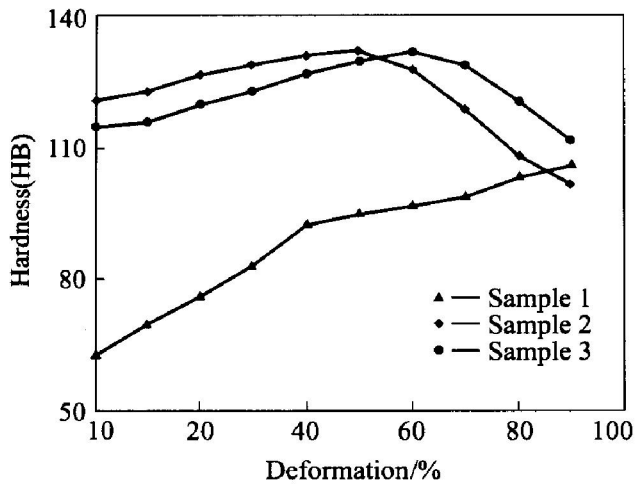


图1 试样经不同工艺处理后的硬度—变形量曲线

Fig. 1 Hardness—deformation curves of samples treated under different conditions

后再经不同压缩量变形,此时试样中已存在时效析出粒子,因此硬度高于试样1的值。但是,当变形量增大至60%左右时,出现一个硬度峰值,随后,虽然变形量增大,硬度却呈下降趋势。这种现象用金属材料强化理论无法解释。作者认为,这是加工硬化、晶粒细化强化、强变形导致析出粒子回归基体中使时效强化效果减弱的综合结果。当变形量小于60%,由于变形量导致的第二相回归量少,时效强化效果减弱的作用低于加工硬化及晶粒细化强化的作用,综合结果表现为随变形量增大硬度值上升。当变形量大于60%,由于加工硬化的效果随变形量的增大趋于平缓,而强变形导致析出粒子溶于基体中的数量增多,因此时效强化效果减弱的作用大于加工硬化及晶粒细化强化的作用,综合结果表现为随变形量增大硬度值下降。试样3经固溶、时效处理、不同压缩量变形后,再于120℃再时效24 h。按金属固态相变理论^[12, 13],经180℃,24 h时效后,试样在120℃再时效时不会有新的粒子析出,而120℃,24 h长时间保温将使加工硬化及晶粒细化强化效果减弱,而且析出相粒子粗化也使硬度下降。对比试样2和试样3的硬度曲线,可以观察到,变形量对2条曲线的影响趋势相似,但变形量小于60%时,试样3的硬度值低于试样2的对应值;而变形量大于60%时,试样3的硬度值高于试样2的对应值。作者认为,这一现象说明室温下强变形确实已导致时效析出粒子回归于基体中,且强变形诱导回归于基体的第二相粒子在随后的再时效过程中可以重新析出。变形量小于60%时,由于回溶于基体中的粒子量少,再时效析出的强化效果低于长时间保温导致的加工硬化及晶粒细化强化效果

的减弱。在此次实验中由于强变形未使析出相完全回溶,还存在未溶析出相粗化造成的硬度下降,因此低于图1(b)中的对应值。当变形量大于60%时,由于回溶于基体中的粒子量增多,再时效析出的强化效果明显高于上述因素造成的硬度下降,因此硬度值高于图1(b)中的对应值。

2.1.2 试样经不同条件处理后的硬度—时效时间曲线

图2所示为试样4~6的时效硬度—时效时间曲线。试样4、试样6分别为合金的峰时效和过时效+回归+再时效(RRA)状态,已有大量的关于Al-Zr-Mg-Cu合金这2种状态的研究报道^[15-17]。但是相关报道的RRA处理第一次时效都选择在峰时效态(120℃,24 h)。本次实验的目的主要用于对比分析,因此相应选择第一次时效为过时效(180℃,24 h),回归温度选择在220℃。回归时间选择为试样发生90%变形所需的时间90 s。试样4随着时效时间的延长,硬度值呈上升趋势,到最高峰值(大约在时效24 h时)后,随着时效时间的延长硬度值开始下降,试样6的变化规律与试样4的相似,只是到达峰值的时间推迟(大约在时效32 h时),这种硬度变化趋势与已有的报道吻合^[15-17]。试样5的硬度变化曲线明显不同于前2种曲线,在时效4 h前不出现时效硬化响应,硬度反而呈下降趋势,然后才随着时效时间的延长缓慢回升,但直到时效44 h仍未出现时效峰值。

在图1中可查找到本实验中试样经固溶处理(460℃,30 min)+时效(180℃,24 h)后的硬度为HB127,试样经固溶处理(460℃,30 min)+时效

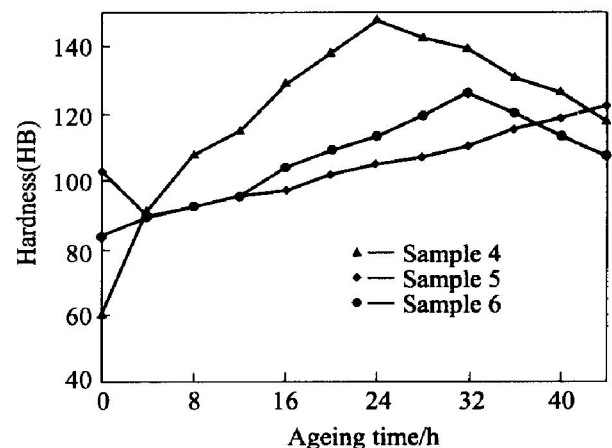


图2 试样经不同条件处理后的硬度—时效时间曲线

Fig. 2 Hardness—ageing time curves of samples treated under different conditions

(180 ℃, 24 h) + 90% 常温变形的硬度为 HB102, 说明有析出相的回溶。但试样经固溶处理(460 ℃, 30 min) + 时效(180 ℃, 24 h) + 90% 常温变形 + 时效(120 ℃, 4 h) 后的硬度为 HB92, 说明 90% 常温变形试样虽有析出相的回溶, 但 120 ℃, 4 h 的时效不能产生时效响应。作者认为, 本次实验由于析出相粒子没有全部回溶于基体内, 因此再时效处理时会发生未溶粒子的粗化, 而新粒子尚未析出或析出量少是导致硬度下降的原因。试样固溶处理(460 ℃, 30 min) + 时效(180 ℃, 24 h) + 90% 常温变形 + 时效(120 ℃, 44 h) 后的硬度为 HB122, 说明随着时间的延长, 强变形诱导回溶后的合金有新的析出相产生, 但直到 44 h 仍未出现时效峰值, 而试样经固溶处理(460 ℃, 30 min) + 时效(180 ℃, 24 h) + 回归(220 ℃, 90 s) + 时效(120 ℃, 32 h) 后出现时效峰的硬度为 HB135。由此可推断强变形诱导析出相回溶后的合金在再时效过程中改变了第二相粒子的析出顺序, 抑制了过渡相的早期析出。

2.2 透射电镜观察

图 3~5 所示为不同工艺处理后试样的透射电镜像。

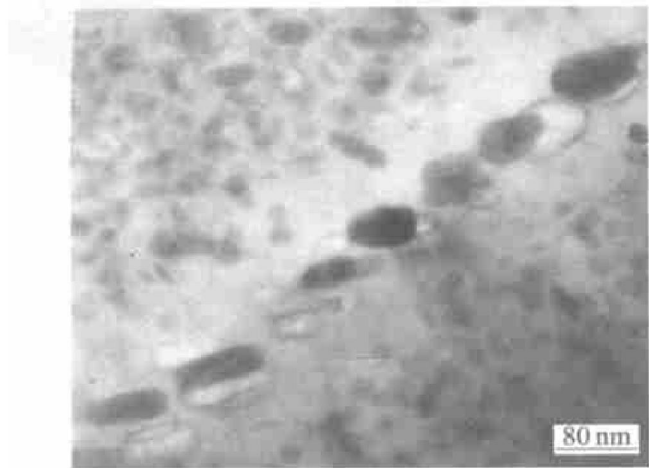


图 3 试样 1 经 180 ℃, 24 h 时效后的透射电镜像

Fig. 1 TEM image of sample 1 after aged at 180 ℃ for 24 h

文献[12]对 Al-Zr-Mg-Cu 合金的析出相作了详细的归纳, η' 相是 MgZn_2 的过渡相, 在铝基体中形成圆盘状, 具有六方结构, 与基体保持半共格, 在透射电镜像中呈针状; η 相是 MgZn_2 的平衡相, 六方结构与基体非共格, 在透射电镜像中呈片状或块状。从图 3 可观察到试样 1 经过 180 ℃, 24 h 时效后析出相粒子为少量的针状 η' , 及大量的片状 η 。

图 4 所示为试样 1 经不同条件回归处理后的透

射电镜像。对比图 4 与图 3, 可观察到试样 1 经 220 ℃, 90 s 回归后, 针状 η' 全部回溶于基体中, 仅存在片状 η (图 4(a)), 剩余的析出相粒子形貌完整; 试样 1 经 50% (图 4(b)) 和 90% (图 4(c) 明场像、图 4(d) 暗场像) 常温变形后, 析出相粒子明显发生破碎拉长, 与图 3 对比, 析出相数量明显减少, 而变形 50% 的试样中可观察到的析出相多于变形 90% 的试样, 由此可推断合金在强变形过程中存在析出相回溶, 且析出相回溶程度与变形量相关, 而回溶机理显然不同于因温度提高而导致的析出相回归现象。

图 5 所示为试样中的析出相粒子经不同条件回溶于基体后, 在 120 ℃, 24 h 再时效的透射电镜像。对比图 4 与图 5, 可观察到, 试样经固溶处理(460 ℃, 30 min) + 时效(180 ℃, 24 h) + 回归(220 ℃, 90 s) 后, 针状 η' 全部回溶于基体中, 仅存在片状 η (图 4(a)); 但该试样在 120 ℃, 24 h 再时效时从基体中重新析出针状 η' 相, 同时 η 相有明显的粗化现象 (图 5(a))。经固溶处理(460 ℃, 30 min) + 时效(180 ℃, 24 h) + 50% 和 90% 常温变形的试样, 在 120 ℃, 24 h 再时效后, 析出相粒子均少量增多 (对比图 4(b) 与 5(b), 图 4(c) 与 5(c)), 但从 50% 常温变形 + 再时效(120 ℃, 24 h) 试样的透射电镜像 (图 5(b)) 中可明显观察到针状 η' 相, 而从固溶处理(460 ℃, 30 min) + 时效(180 ℃, 24 h) + 90% 常温变形 + 再时效(120 ℃, 24 h) 试样的透射电镜像中 (图 5(c)) 几乎观察不到针状 η' 相, 只存在片状 η , 由此可推断变形 90% 的试样, 析出相回溶后的合金在再时效过程中前期析出相 η' 受到了抑制。

3 讨论

根据实验结果发现, 多相合金 Al-Zr-Mg-Cu 经固溶、时效处理后析出相粒子在室温强变形过程中可重新回归于基体内, 作者认为强变形诱导析出相回归于基体中的原因可依据 Gibbs-Thompson 方程^[14]进行分析。在一个半径为 r 、厚度为 t 的析出相周界面上的基体, 其成分为

$$c(r) = c(\infty) \left(1 + \frac{2\sigma V_m}{kT} \right)$$

式中 $c(r)$ 为曲率半径为 r 的溶质颗粒的溶解度; $c(\infty)$ 为平面界面溶质的溶解度; V_m 为溶质原子体积; σ 为表面能; k 为常数; T 为温度。

在其他条件不变的情况下, $c(r)$ 值随析出相 r 值的变小而提高。在强变形过程中由于析出相的体

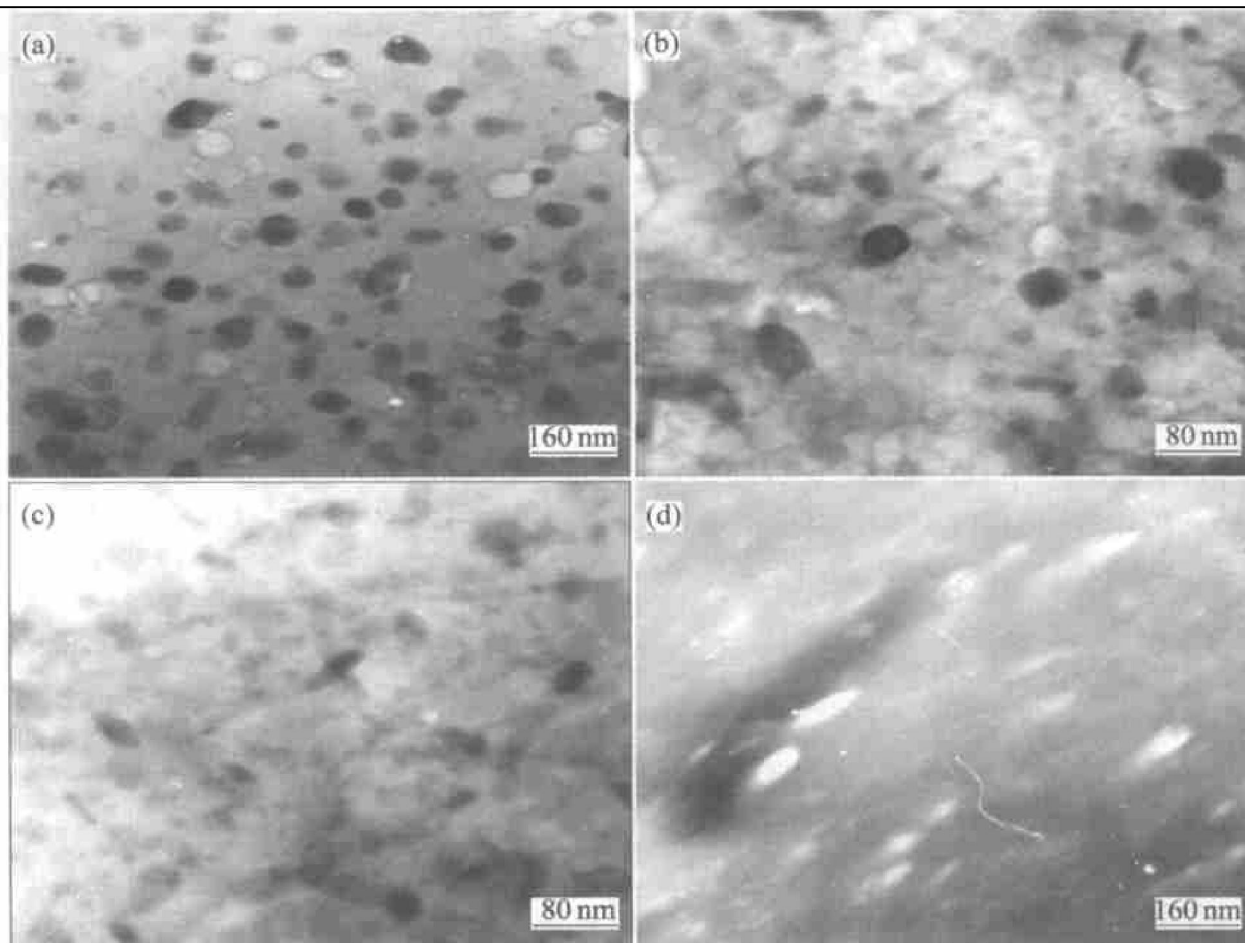


图 4 试样经不同条件回归处理后的透射电镜像

Fig. 4 TEM images of samples after retrogression treated under different conditions

- (a) —Solution treatment(460 °C, 30 min)+ ageing(180 °C, 24 h)+ retrogression(220 °C, 90 s);
 (b) —Solution treatment(460 °C, 30 min)+ ageing(180 °C, 24 h)+ 50% deformation at room temperature;
 (c), (d) —Solution treatment(460 °C, 30 min)+ ageing(180 °C, 24 h)+ 90% deformation at room temperature
 ((c) —Bright-field image; (d) —Dark-field image)



图 5 试样经不同条件回归处理后在 120 °C, 24 h 条件下再时效的透射电镜像

Fig. 5 TEM images of samples after retrogression treatment at different condition with re-ageing at 120 °C for 24 h

- (a) —Solution treatment(460 °C, 30 min) + ageing(180 °C, 24 h) + Retrogression(220 °C, 90 s)+ reageing(120 °C, 24 h);
 (b) —Solution treatment(460 °C, 30 min) + ageing(180 °C, 24 h) + 50% deformation at room temperature+ reageing(120 °C, 24 h);
 (c) —Solution treatment(460 °C, 30 min)+ ageing(180 °C, 24 h)+ 90% deformation at room temperature+ reageing(120 °C, 24 h)

积分数相对于基体要小得多,形变将首先在析出物上产生,导致析出相粒子相对于基体晶粒提前破碎、变细小,因此其周界面上的基体浓度得到提高,这样基体和析出相出现的浓度梯度导致了析出相的溶解。依此类推,随着变形量的增大,细化程度提高,则逐渐出现析出粒子不断回归于基体中,以至当变形量增大至一定程度后,析出相粒子最终会全部回归于基体,造成时效强化效果消除。在文献[5]中就报道了在等径角挤压8道次以后平衡相 θ 全部回归基体的现象。本次实验由于热模拟机有效加载负荷的限制,变形程度不足达到使析出相全部回归基体的临界值。但从图4(b)~4(d)的透射电镜像中可观察到析出相拉长破碎、回归于基体中的明显迹象。

根据文献[12]对合金系的沉淀析出研究可知,合金中可能同时存在下列3个反应: α 沉淀序列为 $SSS \rightarrow \eta$; β 沉淀序列为 $SSS \rightarrow GP \text{ 区} \rightarrow \eta' \rightarrow \eta$; γ 沉淀序列为 $SSS \rightarrow \eta' \rightarrow \eta$, SSS代表过饱和固溶体。第1个反应因所需的能量起伏和成分起伏都比较大,因此发生的几率较低,第2个反应是合金的主要反应,第3个反应也很常见。但是以前对沉淀析出的研究中其相变的驱动力是温度,而强变形过程中的相变驱动力是形变能和表面能。强变形过程中,由于形变能的储存及析出相破碎粒子造成的表面能的提高导致析出相的自由能提高,当达到所需的临界能量以上后,则出现回归现象。由于析出相的溶解,使基体重新出现过饱和,导致合金在再时效时仍要发生溶质原子的偏聚及析出相的重新形核析出,但是由于强塑性变形使晶粒碎化,以致在再时效时造成 η 相在晶界和滑移带等晶格缺陷处不均匀形核,由于 η 相的不均匀析出吸收了附近的溶质原子,使周围基体溶质原子贫乏而无法再析出其他的脱溶相。当晶粒的尺寸大于某一临界尺寸时,则在晶界附近造成无沉淀析出带,而晶内仍可全面溶解并析出均匀分布的脱溶相,然而当晶粒细化到这一尺寸以下后,由于晶界和位错等晶格缺陷呈几何级数增加, η 相的非均匀形核也呈几何级数增加,晶内基体的溶质原子迅速扩散到非均匀形核处以满足非均匀形核的稳定相的生长,从而导致晶内形成GP区、亚稳相所需的溶质过饱和度迅速消失,相变驱动力强烈下降。因此超细晶粒的合金中均匀形核的 η 平衡相抑制GP区、亚稳相等前期粒子的析

出。从图5中对变形量50%,90%再时效试样的透射电镜像对比可知,前者中仍能观察到呈针状的 η' 亚稳相,但后者中几乎观察不到,只存在块状的 η 平衡相。由此可见,强变形诱导析出相溶解后,再时效过程中析出相顺序的改变与强变形导致合金的晶粒尺寸的改变相关。

4 结论

1) 多相合金Al-Zn-Mg-Cu经固溶、时效处理后,析出相粒子在室温强变形过程中可重新回归于基体内,强变形导致的析出相粒子的回归现象与温度无关。

2) 强变形导致的析出相粒子溶解机理显然不同于温度提高导致的回归现象,而是由于析出相粒子在强变形过程中破碎细化,储存的形变能及破碎粒子造成的表面能增加改变了各相自由能状态所导致。

3) 变形导致回归后的合金在再时效处理时可再次沉淀析出第二相粒子,但析出相的析出顺序与强变形导致合金的晶粒尺寸的改变相关。当晶粒细化到某一临界尺寸以下时,超细晶粒合金中非均匀形核的 η 平衡相可抑制GP区、 η' 亚稳相等前期粒子的析出。

REFERENCES

- [1] Ohishi K, Hashi Y, Sadakata A, et al. Microstructural control of an Al-Mg-Si alloy using equal-channel angular pressing[J]. Mater Sci Forum, 2002, 396-402: 333-338.
- [2] Chinh N Q, Illy J, Kovacs Z, et al. Effect of Mg additions on the work hardening behavior of aluminum over a wide range of strain[J]. Mater Sci Forum, 2002, 396-402: 1007-1012.
- [3] Gao N, Davin L, Wang S A, et al. Precipitation in stretched Al-Cu-Mg alloy with reduced alloying content studied by DSC[J]. TEM and Atom Probe Mater Sci Forum, 2002, 396-402: 923-928.
- [4] Heason C P, Prangnell P B. Grain refinement and texture evolution during the deformation of Al to ultra-high strains by accumulative roll(ARB)[J]. Mater Sci Forum, 2002, 396-402: 429-434.
- [5] Senkov O N, Froes F H, Stolyrov V V, et al. Microstructure and microhardness of an Al-Fe alloy subject to severe plastic deformation and ageing[J]. Nanostruct

- Mater, 1998, 10: 691 - 698.
- [6] Murayama M, Horita Z, Hono K. Microstructure of two-phase Al-1.7% Cu alloy deformed by equal channel angular pressing[J]. Acta Mater, 2001, 49: 21.
- [7] Tsuji N, Ito Y, Nakashima H, et al. Change in microstructure during annealing of ultrafine grained aluminum produced by ARB[J]. Mater Sci Forum, 2002, 396 - 402: 423 - 428.
- [8] Liu Z, Liang G, Wang E, et al. Effect of equal channel angular pressing on structure of Al alloy 2024[J]. Trans Nonferrous Met Soc China, 1997, 7(2): 160 - 162.
- [9] 李 强, 赖祖涵. 高纯铝等通道转角挤压引起的微观组织变化[J]. 兵器材料科学与工程, 2001, 24(6): 33 - 36.
- LI Qiang, LAI Zuhuan. Microstructural changes in high purity aluminium subjected to equal channel angular extrusion[J]. Ordnance Material Science and Engineering, 2001, 24(6): 33 - 36.
- [10] 魏 伟, 陈 光. ECAP 等径角挤压变形参数的研究[J]. 兵器材料科学与工程, 2002, 25(6): 61 - 63.
- WEI Wei, CHEN Guang. Optimization and control of processing parameters of equal channel angular pressing[J]. Ordnance Material Science and Engineering, 2002, 25(6): 61 - 63.
- [11] 郑立静, 张 焱, 曾梅光, 等. ECAP 制备的亚微米 7050 铝合金的力学性能和微观结构[J]. 中国有色金属学报, 2002, 12(5): 1012 - 1015.
- ZHENG Lijing, ZHANG Yan, ZENG Meiguang, et al. Microstructure and mechanical properties of submicrometer 7050 aluminum alloy prepared by ECAP[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2002, 12(5): 1012 - 1015.
- [12] 王祝堂, 田荣璋. 铝合金及其加工手册[M]. 长沙: 中南工业大学出版社, 1989. 84 - 110.
- WANG Zhutang, TIAN Rongzhang. Processing Manual of Aluminum Alloy[M]. Changsha: Central South University of Technology Press, 1989. 84 - 110.
- [13] 陈景榕, 李承基. 金属与合金中的固态相变[M]. 北京: 冶金工业出版社, 1997. 4 - 58.
- CHEN Jingrong, LI Chengji. Solid Phase Transformation of Metals and Alloys[M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 1979. 4 - 58.
- [14] 刘国勋. 金属学原理[M]. 北京: 冶金工业出版社, 1979. 319 - 394.
- LIU Guoxun. The Principle of Metallic Theory[M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 1979. 319 - 394.
- [15] 郑子樵, 李红英, 莫志明. 一种 7075 型铝合金的 RRA 处理[J]. 中国有色金属学报, 2001, 11(5): 771 - 776.
- ZHENG Ziqiao, LI Hongying, MO Zhiming. Retrogression and reaging treatment of a 7075 type aluminum[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2002, 11(5): 771 - 776.
- [16] Fleck P, Calleros D, Madsen M, et al. Retrogression and reaging of 7075 T6 aluminum alloy[J]. Mater Sci Forum, 2000, 331 - 337: 649 - 654.
- [17] Kanno M, Araki I, Cui Q. Precipitation behavior of 7000 alloys during retrogression and reaging treatment[J]. Mater Sci and Technol, 1994, 10(7): 599 - 603.

(编辑 陈爱华)