



2124 合金淬火后的室温停留效应

景慧博, 柏振海, 罗兵辉, 尹 远, 高 阳

(中南大学 材料科学与工程学院, 长沙 410083)

摘 要: 为了探明 2124 合金的淬火后室温停留效应对合金力学性能的影响并找到应对措施, 运用拉伸试验、硬度试验、电导率测试、DSC 测试、XRD 实验、EDS、TEM 实验手段对 2124 合金淬火后室温停留不同时间的力学性能、相变过程及显微组织进行分析。结果表明: 合金淬火后室温停留降低 2124 合金随后 185 °C 人工时效的峰值强度, 屈服强度最大降低 60 MPa, 伸长率略有升高, 但低于 1.5%; 室温停留阶段合金内部析出物为 GPB 区, 并且位错密度降低; 室温停留 24 h 后 185 °C 人工时效阶段主要强化相 S 相的析出激活能由淬火后直接时效的 56.8 kJ/mol 上升至 72.7 kJ/mol, 室温停留阶段位错密度的降低抑制了 S 相的非均匀析出是导致 S 相析出激活能升高的原因之一; 在淬火后对材料进行 3% 冷变形即可消除室温停留对 2124 合金强度、硬度带来的不利影响。

关键词: 2124 合金; 力学性能; 淬火后室温停留; S 相

文章编号: 1004-0609(2017)-07-1344-08

中图分类号: TG135.5

文献标志码: A

2124 合金为美铝公司在 20 世纪 70 年代在 2024 合金的基础上研发的新一代 2X24 合金, 已在航天航空领域取得广泛应用^[1-3]。2124 合金为 Al-Cu-Mg 合金, 属于高强可热处理强化型铝合金, 国内外对其析出相与析出序列开展了大量的研究^[4-6], 并在 2124 合金的固溶、时效及形变热处理方面取得大量成果^[2, 7]。2124 合金的人工时效进程通常分为两个阶段^[8]: 一是起始时候的快速硬化阶段; 二是随后缓慢升至时效峰值的缓慢硬化阶段。目前第一阶段的产生原因仍存在争议, 第二阶段即峰时效阶段通常认为是 S' 或 S 相析出强化所致(由于 S' 相与 S 相结构十分相似且强化效果相同, 所以统称为 S 相^[9]), 但 S 相的先析相及不均匀析出序列目前尚未有定论。在工厂的实际生产中, 合金淬火后到入炉人工时效前, 由于生产工艺及实际条件限制, 往往需要在室温停留较长时间, 在室温停留阶段的 2124 合金可发生自然时效, 所以预期会对随后的人工时效产生影响。目前对于 2124 合金尚未有这方面的报道, 本文作者运用多种实验手段对 2124 合金淬火后的室温停留效应进行了研究, 并希望找到消除淬火后室温停留对合金力学性能不利影响的方法。

1 实验

实验材料选用由西南铝业(集团)有限责任公司提供 2124 合金板材, 合金的成分如表 1 所列。

表 1 2124 合金的分析成分

Table 1 Chemical composition of 2124 alloy (mass fraction, %)

Cu	Mg	Mn	Fe	Si	Ti	Al
3.88	1.29	0.42	0.05	0.05	0.02	Bal.

拉伸试样每组取 3 个平行试样, 拉伸试样尺寸及拉伸实验规程分别遵照 GB6397—86 和 GB228—87 进行。在 CSS 44100 电子万能实验机上进行拉伸力学性能测试, 拉伸速率为 2 mm/min, 室温下拉伸。硬度试验在 HV-10B 小负荷维氏硬度计上进行, 载荷为 5 N, 保载时间 15 s, 每个试样至少测验 5 个点后取平均值以保证数据真实可靠。试样在箱式电阻炉中进行固溶处理, 固溶温度为 495 °C, 固溶时间为 1 h; 固溶完成

基金项目: 军工配套科研项目(JPPT-125-GJGG-08-01)

收稿日期: 2016-06-28; 修订日期: 2016-10-21

通信作者: 罗兵辉, 教授, 博士; 电话: 0731-88830333; E-mail: lbh@csu.edu.cn

后迅速取出在室温(RT)水中淬火, 淬火转移时间不超过 3 s; 淬火后在室温停留不同时间进行人工时效, 室温停留与人工时效均在电热鼓风干燥箱中进行, 室温停留温度设为 25 °C, 人工时效温度为 185 °C。拉伸试验、硬度试验、电导率测试试验、XRD、DSC 试验所用样品均在处理完成后立刻测量, TEM 试验所用试样在等待间隔均放入液氮中保存以保证在此阶段无组织变化产生。

电导率(electrical conductivity, 简称 EC)测量方法按照 GB/T12966—1991 标准规定进行, 测量仪器为数字金属电导率测量仪(D60K), 测量误差为 $\pm 2\%$, 试样温度保持 25 °C, 每个试样测 5 个点取平均值。DSC 测试在耐驰 Netzsch 同步热分析仪(STA449C)上进行, 加热时通 Ar 气保护。位错密度测量根据 Williamson-Hall 方法进行^[10], 即 $B\cos\theta_B = K\lambda/d + \varepsilon\sin\theta_B$ 。其中: ε 为微观应变, d 为微晶尺寸, B 为衍射峰半高宽, K 为常数 0.9, θ 为布拉格角, λ 为 0.154 nm, 通过线性拟合方式求出 ε 与 d , 代入公式 $\rho = 2\sqrt{3}\varepsilon/(db)$ ^[11]。其中: ρ 为位错密度; b 为 Al 的柏氏矢量长度, 即 0.286 nm^[12]。XRD 测量仪器为 Bruker D8 Discover 型 X 射线衍射仪。TEM 试验样品经机械减薄至 80 μm 后, 冲剪为 3 mm 的小圆片然后进行双喷处理, 电压为 15~20 V, 电解液为 25%硝酸+75%(体积分)甲醇。观测用透射电镜型号为 TECNAL-200 型, 加速电压为 200 kV。

2 实验结果

2.1 合金的力学性能

图 1 所示为将 2124 合金在固溶淬火后室温停留不同时间对其随后在 185 °C 时效 13 h 后(以下简称为室温停留)试样的力学性能的影响。从图 1 可以看出, 室温停留会使人工时效后材料的屈服强度最大降低 60 MPa, 断裂强度最大降低 50 MPa, 且室温停留 2 h 的时间内, 对随后时效试样的屈服及断裂强度影响最为显著, 在室温停留 2~12 h 的时间内, 随后时效试样的屈服及断裂强度缓慢降低; 伸长率则略有升高, 从 4.3%缓慢上升至 5.5%。

图 2 所示为 2124 合金不同热处理条件下硬度与电导率随室温停留时间的变化, 根据图 2(a)所示, 2124 合金在室温停留时, 在前 10 个小时内硬度由淬火后的 77.5HV 上升到 110HV, 之后缓慢上升到 115HV 左右保持恒定, 电导率则在前 10 h 内迅速降低, 随后维持在 20 MS/m。

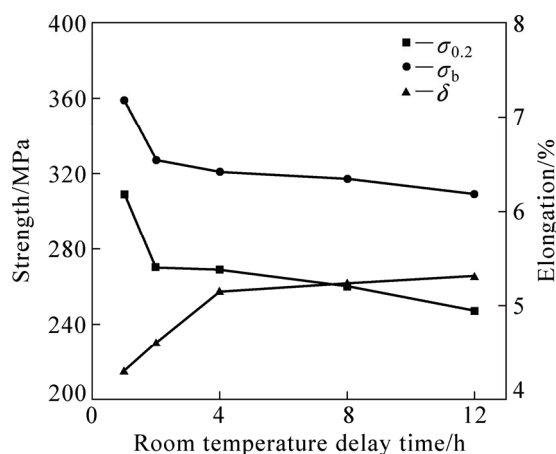


图 1 室温停留时间对 2124 合金 185 °C 峰时效后(13 h)力学性能的影响

Fig. 1 Effects of room temperature delay time on mechanical properties of 2124 alloy under peak aging (13 h) at 185 °C

在淬火后立即进行人工时效过程中, 2124 合金硬度上升阶段分为两段(图 2(b)): 在人工时效开始的前 40 min 内硬度迅速由淬火态的 85HV 升高到 120HV, 在人工时效 40 min 至 13 h 的时间内, 材料硬度缓慢上升至峰值 145HV, 继续延长时效时间, 材料进入过时效状态, 硬度值随时效时间缓慢下降, 所以 2124 合金在 185 °C 下时效, 其峰值时间为 13 h, 峰值硬度为 145HV; 电导率的变化分为两个阶段, 从开始时效至时效 40 min 后电导率迅速由淬火态的 21.6 MS/m 降到最低 19.8 MS/m, 在时效 40 min 后电导率开始升高, 电导率的升高也可以分为两个阶段, 在 40 min 至 12 h 的时间内, 电导率缓慢升高, 12 h 之后电导率升高速率明显增大, 直至材料处于过时效状态。

在固溶水淬后室温放置 24 h 后再进行人工时效, 其时效动力学发生了较为显著的变化, 开始时效时硬度值出现下降现象, 随后的人工时效阶段整体硬度值偏低, 峰值时效时硬度 125HV 较人工时效的峰值硬度 145HV 下降 20HV, 峰值时效时间由 13 h 延长至 14 h。电导率从室温停留 24 h 后的 20 MS/m 开始缓慢上升, 在 12~17 h 内迅速升高, 且此阶段电导率绝对值高于淬火后直接 185 °C 人工时效时的电导率。

2.2 DSC 测试结果

图 3 所示为 2124 合金在不同热处理状态下的 DSC 测试结果。加热速率均为 10 K/min, 图 3 中曲线 1、2、3 分别代表淬火态、室温停留 24 及 48 h 后测得的 DSC 曲线。结合文献数据^[13-14], 图 3 中不同处理条件下 2124 合金的 DSC 测试中的峰代表的相的变化

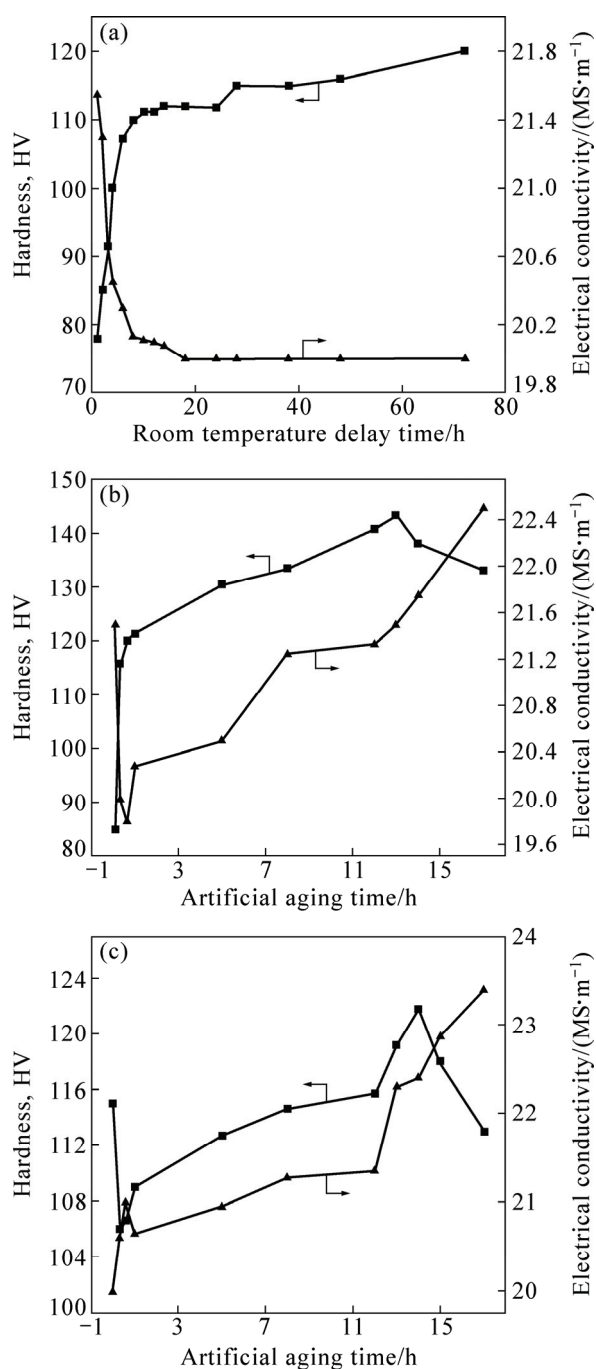


图2 2124 铝合金 495 °C 固溶 1 h 再水淬后在不同热处理过程中电导率与硬度随时效时间的变化

Fig. 2 Changes of electrical conductivity and hardness of quenched 2124 alloy during different heat-treatments: (a) Room temperature delay; (b) 185 °C artificial aging; (c) 185 °C artificial aging after room temperature delay for 24 h

如下：温度在 50~150 °C 之间的吸热峰，代表 GPB 区的形成，在 150~250 °C 之间的放热峰代表 GPB 区的溶解，可以看到在原本 GPB 区溶解区之间出现小峰，多数研究者认为这是由于 GPB II 区的形成与溶解导致

的；随后在 250~320 °C 出现的吸热峰代表 S 相的形成，随后 320~500 °C 的放热峰代表 S 相的溶解，最后的小峰代表其他相的形成与溶解。对于曲线 2 和 3，其与曲线 1 存在一点不同，在开始阶段 GPB 区的形成峰消失了，直接出现一个溶解峰，代表 GPB 区的溶解，在 150~200 °C 之间有一个较弱的凸起，这是 GPB II 区的形成引起的，随后的吸热峰是 GPB 及 GPB II 区的继续溶解峰；曲线 2 与 3 的不同之处在于，曲线 3 开始阶段溶解峰面积要更大，表明有更多的 GPB 区溶解。对比 3 条曲线 S 相的形成峰可以看出，曲线 1 的峰要更大，表明有更多的 S 相形成。

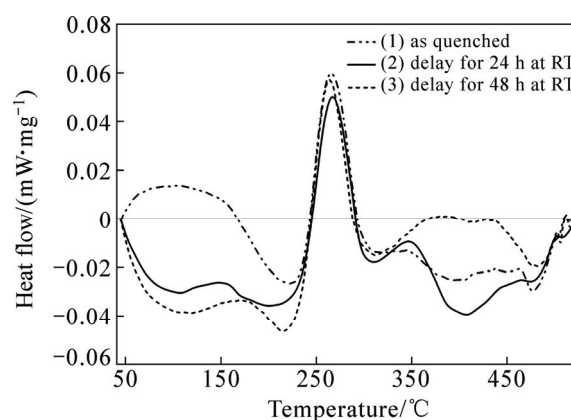


图3 2124 铝合金不同热处理状态下的 DSC 测试结果

Fig. 3 DSC results of 2124 alloy under different heat-treatments

2.3 位错密度测试

图4所示为2124合金淬火后室温停留阶段组织内部位错密度的变化，根据测得的XRD数据，运用前述Williamson-Hall方法测得的位错密度，结果表明合

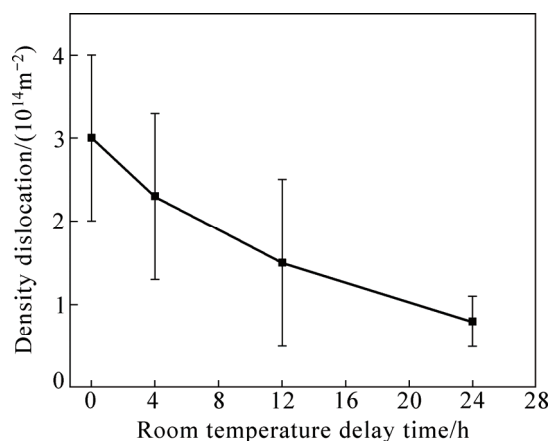


图4 2124 淬火后合金中位错密度随室温停留时间变化

Fig. 4 Change of dislocations density in 2124 alloy with the delaying time at room temperature delay after quenching

金中位错密度随室温停留时间延长而降低。淬火后极短时间内的位错密度在 $3.0 \times 10^{14} \text{ m}^{-2}$, 室温停留 24 h 后, 组织内部位错的密度降低至 $0.8 \times 10^{14} \text{ m}^{-2}$ 。

2.4 TEM 测试

图 5 所示为 2124 合金室温停留不同时间后的 TEM 明场像, 在图中只能观察到短棒状的粒子, 对这些粒子的 EDS 分析如图 5(d)所示, 这些粒子均为含 Al、Cu、Mn 的相, 成分接近, 可认为是同一种相, 即成分为 $\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$ 的 T 相, 形成于均匀化阶段^[15]。在衍射斑点中没有观测到第二相的衍射斑点, 但在基体斑点间出现的微弱附加晕斑表明了 GPB 区的存在^[16]。

图 6 所示为 2124 合金在不同热处理条件下的 TEM 像。在图 6 中可看到有两种类型的析出相, 一类为短棒状的粗大析出相(如图中箭头所示), 结合图 5 分析, 这些短棒状的析出相为 T 相。第二种为在平面

上呈针状, 衬度较暗的析出相, 结合衍射斑点分析可以确定为 S 相。图 6(a)为 185 °C 时效 40 min 后的微观组织图, 图中除了 T 相外, 未能明显看到有 S 相出现, 但可观察到在 185 °C 时效 40 min 后仍有大量的位错存在。尽管在 TEM 明场像中看不到析出相的存在, 但在衍射斑点图中却能够发现除了铝基体的衍射斑点外还存在一些较小、微弱的衍射斑点; 可以确定是 S 相的衍射斑点, 所以, 在 185 °C 时效 40 min 后即有 S 相形成, 但是在此阶段 S 相十分细小, 在 TEM 明场像下观测不到, 且只能形成十分微弱的衍射斑点。图 6(b)、(c)所示分别为 2124 合金在 185 °C 时效及室温停留 24 h 后再在 185 °C 时效状态。在这两种状态的组织内可观察到两种形态的 S 相, 一类为呈垂直交叉状分布的 S 相, 另一类为呈团簇状分布的 S 相, 此类 S 相更加细小(如图 6(b)白色方框内所示); 结合图 6(d)中 S 相非均匀形成示意图^[5]与这两类 S 相的分布形态可看出, 垂直交叉分布状的 S 相与铝基体呈 $[100]_{\text{Al}}/[100]_{\text{S}}$,

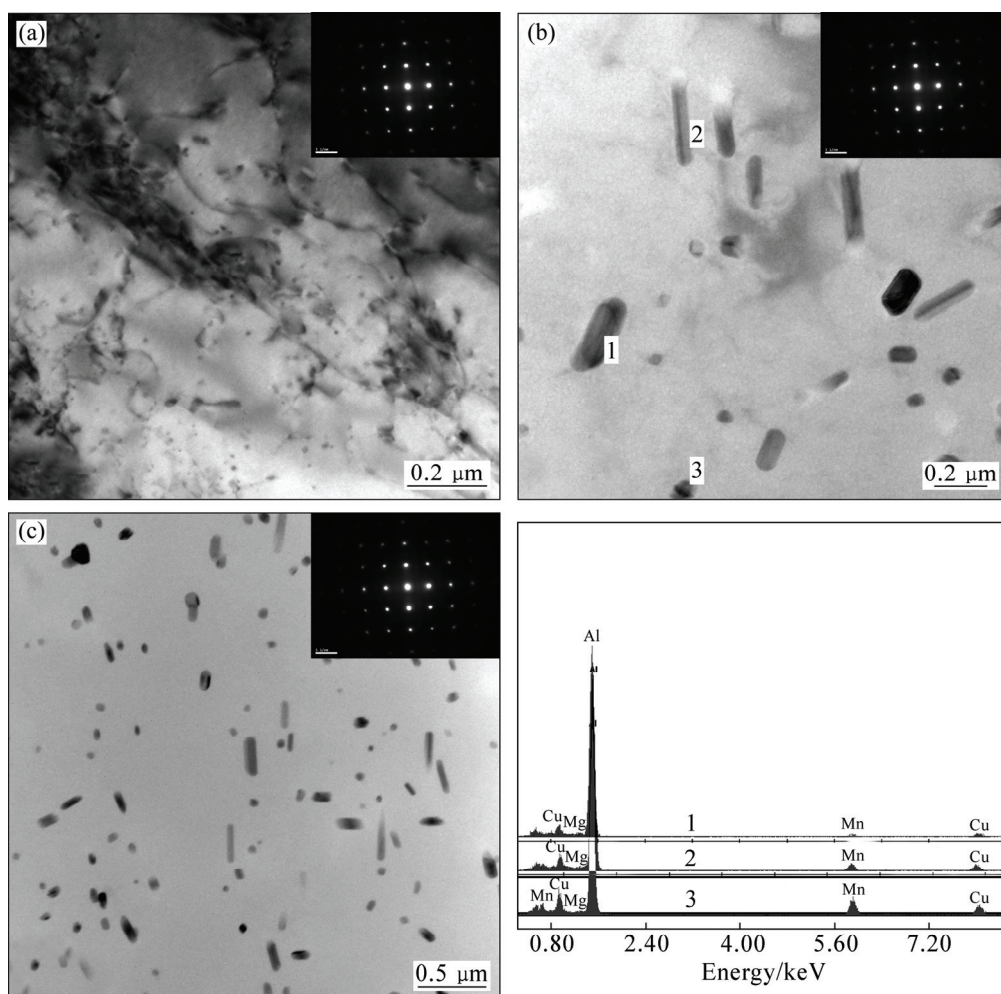


图 5 2124 合金淬火后室温停留不同时间的 TEM 明场像

Fig. 5 TEM bright field images of 2124 alloy under room temperature delay for different time($[001]_{\text{Al}}$): (a) 2 h; (b) 12 h; (c) 48 h; (d) EDS analysis

减小,其析出既消耗了大量的溶质原子,又使 GPB 区的数量减少,所以电导率在其析出期间不断上升^[4]。185 ℃人工时效 13 h 后硬度下降,而电导率保持上升,证明在这一阶段, S 相不断的粗化聚集,为一个 Ostward 熟化过程。综上,2124 合金在人工时效的过程中,其析出产物先后为 SSS→GPB→GPB II→S; 由图 6(b)、(c)中观察结果可以看到,在人工时效前先在室温停留 24 h 的样品中主要强化相 S 相的数量较少,较为粗大,对晶格畸变的作用更低,所以电导率曲线整体高于直接人工时效状态的电导率。

在时效中 S 相的形成激活能可以运用式(1)所示 Kissinger 法来计算^[19]:

$$\ln\left(\frac{\beta}{T^2}\right)=-\frac{E_K}{R}\frac{1}{T}+C$$

(1)

式中: β 为加热速率; T 为 DSC 峰值温度; E_K 为析出激活能; R 为摩尔气体常数; C 为积分常数。根据 DSC 测试中不同的加热速率($\beta=10、15、20\text{ K/min}$)及 S 相形成峰所对应的峰值温度,如表 2 所列,其激活能的 Kissinger 法拟合如图 7 所示。根据拟合结果,可求得在淬火后直接时效的样品其 S 相的析出激活能为 56.8 kJ/mol,而淬火后室温停留 24 h 后, S 相的析出激活能为 72.7 kJ/mol,相对于直接淬火态增加了 28%,这表明淬火后的室温停留导致 S 相的形成更加困难。

表 2 Kissinger 法测得的 S 相的析出激活能
Table 2 Activation energies of S phases obtained by Kissinger method

Time of room temperature delay/h	$\beta/(\text{K}\cdot\text{min}^{-1})$	T/K	$E_K/(\text{kJ}\cdot\text{mol}^{-1})$
0	10	533.3	56.8
	15	552.0	
	20	557.7	
24	10	541.7	72.7
	15	556.5	
	20	562.3	

在室温停留阶段另一个组织的变化是位错密度的降低。根据图 4 可知,室温停留 24 h 后,合金中位错密度降低至直接淬火态位错密度的 1/3。考虑到 S 相在位错位置的不均匀形核(见图 6,图中可明确地看出借助位错形核长大的 S 相占人工时效峰时效阶段 S 相的很大一部分),所以这种位错密度的降低是导致随后人工时效阶段 S 相减少的原因之一,即在 185 ℃时效峰值阶段 S 相十分依赖在位错处的非均匀析出。由于室

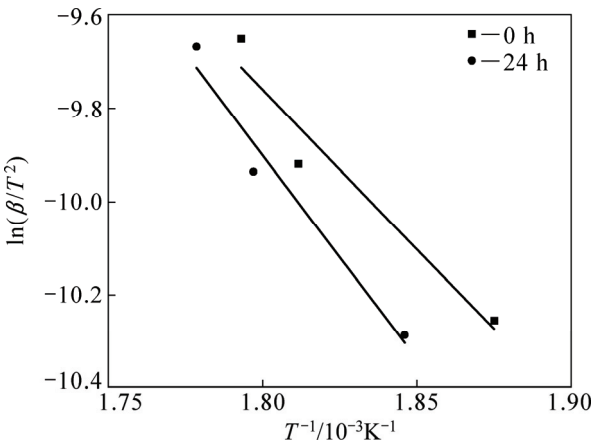


图 7 S 相析出的 Kissinger 法拟合曲线
Fig. 7 Fitting curves of Kissinger equation for S phases precipitation

温停留导致位错密度显著降低,致使 S 相更多的依靠 GPB 及 GPB II 区转化而成,所以 S 相数量减少,尺寸增加,而在淬火后直接 185 ℃时效过程中,根据图 6(a)所示在时效开始初期 S 相就已形核析出,根据文献报道^[5],在位错处 S 相更容易形核,所以不经过室温停留的合金其峰时效状态时, S 相的数量较多,尺寸较小。

由图 2 可看出,室温停留后,185 ℃人工时效峰时效时间推迟了 1 h,为了充分说明这一变化,同时对 S 相的均匀形成与非均匀形成,设计了另外两个双级时效。图 8 所示为将试样先分别在 50 ℃和 100 ℃时效 24 h 后再进行 185 ℃人工时效的时效-硬度曲线,这两条曲线在 185 ℃时效初期都出现了一个硬度下降

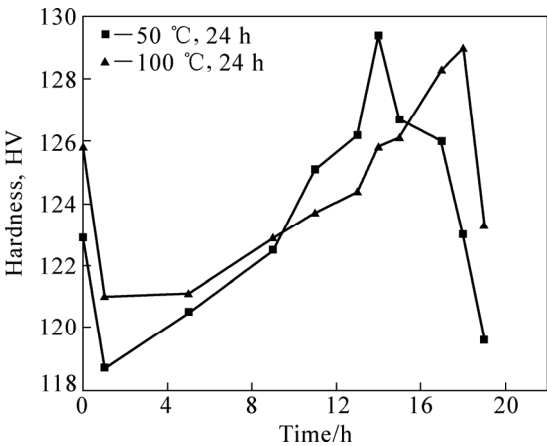


图 8 2124 铝合金经不同预处理后 185 ℃时效的硬度变化曲线
Fig. 8 185 ℃ artificial aging curves of 2124 alloy under different pre-treatments

的现象,而根据预处理的不同,185℃时效的峰值时间分别变化为14及18h。根据DSC测量结果及文献研究结果^[20],在50℃和100℃时效24h后S相不能够形成,只能形成GPB区,合金中位错密度也都降低到了非常低的水平。时效初期硬度值的降低是由于有部分GPB区发生溶解而非转化为S相,由于预处理后位错密度显著降低,所以S相的非均匀形核受到抑制,致使185℃时效峰值时间被延迟。由于GPB区形成符合典型的JMA方程,所以50℃和100℃时效24h预处理后合金内的组织区别在于50℃处理后GPB区的尺寸较小,GPB区的间隔较近,在随后转化为S相过程中,溶质原子迁移的距离较近,所以峰时效时间大大先于100℃预处理的样品。

根据上述分析可以推出,若需要抑制室温停留对强度、硬度带来的不利影响,需要在淬火后的组织中保持一定的位错密度。图9所示为在淬火后室温停留24h,随后进行3%预变形,然后进行185℃人工时效的维氏硬度和电导率随人工时效时间的变化曲线。由图9可以看出,由于预变形,在材料内部引入大量的位错,所以极大地促进了S相的析出,不仅提高了峰时效时的硬度而且缩短了峰时效时间。

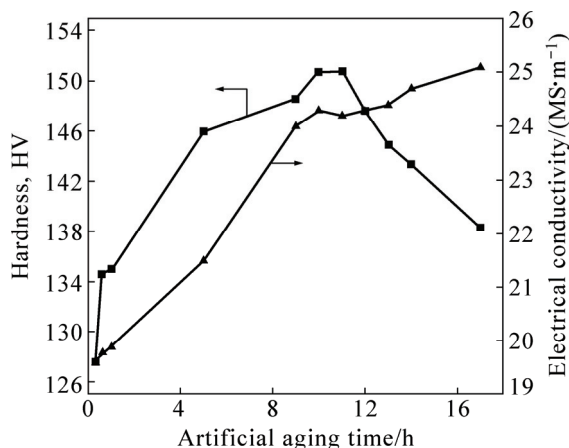


图9 3%预变形对2124铝合金室温停留效应的消除效果

Fig. 9 Effects of 3% pre-deformation on effect of room temperature delay on 2124 alloy

4 结论

1) 2124铝合金在固溶淬火后、185℃人工时效之前进行室温停留会显著降低其峰时效状态的强度,屈服强度最大降低60 MPa;随室温停留时间的延长,185℃人工时效13 h(对应此温度的峰值时效时间)后的强度值先迅速降低,然后缓慢到达最低值,伸长率

略有升高,不超过1.5%。

2) 室温停留24 h后S相的析出激活能由淬火后直接时效态的56.8 kJ/mol上升至72.7 kJ/mol。室温停留阶段位错密度的降低抑制了S相的非均匀析出。S相的均匀析出慢于其依靠位错析出,在25、50、100℃停留24 h后185℃人工时效时其峰值时效时间分别推迟至14、14和18 h。

3) 在淬火并室温停留后对材料进行3%冷变形可在一定程度上消除室温停留对2124合金强硬度带来的不利影响。

REFERENCES

- [1] 李成侣, 潘清林, 刘晓艳, 何运斌, 李文斌. 2124合金的均匀化热处理[J]. 中国有色金属学报, 2010, 20(2): 209-216.
LI Cheng-lü, PAN Qing-lin, LIU Xiao-yan, HE Yun-bin, LI Wen-bin. Homogenizing heat treatment of 2124 aluminum alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2010, 20(2): 209-216.
- [2] 湛利华, 李炎光, 黄明辉. 应力作用下2124合金蠕变时效的组织与性能[J]. 中南大学学报(自然科学版), 2012, 43(3): 926-931.
ZHAN Li-hua, LI Yan-guang, HUANG Ming-hui. Microstructures and properties of 2124 alloy creep ageing under stress[J]. Journal of Central South University (Science and Technology), 2012, 43(3): 926-931.
- [3] 郭加林, 尹志民, 沈凯, 彭小芒, 王华. 服役条件下热暴露对2124-T851合金显微组织与性能的影响[J]. 中南大学学报(自然科学版), 2009, 40(4): 921-925.
GUO Jia-lin, YIN Zhi-min, SHEN Kai, PENG Xiao-mang, WANG Hua. Effect of thermal exposure during application on microstructure and mechanical properties of 2124-T851 aluminum alloy[J]. Journal of Central South University (Science and Technology), 2009, 40(4): 921-925.
- [4] HAN Cheng Shih, NEW-JIN HO, HUANG J C. Precipitation behaviors in Al-Cu-Mg and 2024 aluminum alloys[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 1995, 27: 1996-2479.
- [5] FENG Z Q, YANG Y Q, HUANG B, LUO X, LI M H, HAN M, FU M S. Variant selection and the strengthening effect of S precipitates at dislocations in Al-Cu-Mg alloy[J]. Acta Materialia, 2011, 59(6): 2412-2422.
- [6] KOVARIK L, COURT S A, FRASER H L, MILLS M J. GPB zones and composite GPB/GPBII zones in Al-Cu-Mg alloys[J]. Acta Materialia, 2008, 56(17): 4804-4815.
- [7] 王昌臻, 潘清林, 何运斌, 邹亮, 尹志民, 聂波, 何振波. 2124铝合金热轧厚板的热处理制度[J]. 中南大学学报(自然科学版), 2007, 38(3): 386-393.
WANG Chang-zhen, PAN Qing-lin, HE Yun-bin, ZOU Liang, YIN Zhi-min, NIE Bo, HE Zhen-bo. Heat treatment of thick

- hot-rolled plate of 2124 alloy[J]. Journal of Central South University (Science and Technology), 2007, 38(3): 386–393.
- [8] WANG S C, STARINK M J, GAO N. Precipitation hardening in Al-Cu-Mg alloys revisited[J]. Scripta Materialia, 2006, 54 (2): 287–291.
- [9] STYLES M J, MARCEAU R K W, BASTOW T J, BRAND H E A, GIBSON M A, HUTCHINSON C R. The competition between metastable and equilibrium S (Al_2CuMg) phase during the decomposition of Al Cu Mg alloys[J]. Acta Materialia, 2015, 98: 64–80.
- [10] WILLIAMSON G K, HALL W H. X-ray line broadening from fided aluminum and wolfram[J]. Acta Mater, 1953, 1(1): 22–31.
- [11] ZHAO Y H, LIAO X Z, JIN Z, VALIEV R Z, ZHU Y T. Microstructures and mechanical properties of ultrafine grained 7075 Al alloy processed by ECAP and their evolutions during annealing[J]. Acta Mater, 2004, 52(15): 4589–4599.
- [12] SEIDMAN D N, MARQUIS E A, DUNAND D C. Precipitation strengthening at ambient and elevated temperatures of heat-treatable Al(Sc) alloys[J]. Acta Mater, 2002, 50(16): 4021–4035.
- [13] HERSENT E, DRIVER J H, PIOT D. Modelling differential scanning calorimetry curves of precipitation in Al-Cu-Mg[J]. Scripta Materialia, 2010, 62(7): 455–457.
- [14] STARINK M J, WANG Shuncai. Comments on “Modelling differential scanning calorimetry curves of precipitation in Al-Cu-Mg”[J]. Scripta Materialia, 2010, 62(9): 720–723.
- [15] SHEN Zhen-ju, LIU Chun-hui, DING Qing-qing, WANG Shuang-bao, ZHANG Zhao-yong. The structure determination of $Al_{20}Cu_2Mn_3$ by near atomic resolution chemical mapping[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2014, 601: 25–30.
- [16] 任杰克, 陈志国, 黄裕金, 张纪帅, 魏 祥, 方 亮. 新型热机械处理对 2E12 铝合金显微组织与性能的影响[J]. 中国有色金属学报, 2014, 24(3): 643–650.
- REN Jie-ke, CHEN Zhi-guo, HUANG Yu-jin, ZHANG Ji-shuai, WEI Xiang, FANG Liang. Effect of new thermo-mechanical treatment on microstructure and properties of 2E12 aluminum alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2014, 24(3): 643–650.
- [17] STARINK M J, GAO J L Y. The origins of room temperature hardening of Al-Cu-Mg alloys[J]. Materials Science and Engineering A, 2004, 387/389: 222–226.
- [18] GUYOT P, COTTIGNIES L. Precipitation kinetics, mechanical strength and electrical conductivity of AlZnMgCu alloys[J]. Acta Materialia, 1996, 44(10): 4161–4167.
- [19] GHOSH K S, GAO N. Determination of kinetic parameters from calorimetric study of solid state reactions in 7150 Al-Zn-Mg alloy[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2011, 21(6): 1199–1209.
- [20] 刘延斌, 刘志义, 李云涛, 邓才智. 时效对 2524 铝合金热稳定性的影响[J]. 材料研究学报, 2007, 21(6): 585–588.
- LIU Yan-bin, LIU Zhi-yi, LI Yun-tao, DENG Cai-zhi. Effect of aging process on thermal stability of 2524 aluminum alloy[J]. Chinese Journal of Materials Research, 2007, 21(6): 585–588.

Effect of room temperature delay on quenched 2124 alloy

JING Hui-bo, BAI Zhen-hai, LUO Bing-hui, YIN Yuan, GAO Yang

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

Abstract: To figure out the effects and reason of room temperature delay of 2124 alloy, and to find a countermeasure, mechanical property tester, hardness and electrical conductivity tests, DSC, XRD, EDS and TEM tests were used to analyze the mechanical property, phase transformation and microstructure of 2124 alloy. The result indicates that, the room temperature delay significantly reduces the intensity of 2124 alloy under followed peak aging at 185 °C whose $\sigma_{0.2}$ can reduce up to 60 MPa, while the increase of elongation rate is lower than 1.5%. GPB forms during the room temperature delay, meanwhile, the density of dislocation decreases. The activation energy of S phase, the main strengthening phase of 2124 alloy under peak aging at 185 °C, increases from 56.8 kJ/mol of alloy as-quenched to 72.7 kJ/mol of alloy as-delayed for 24 h at room temperature. The decrease of the density of dislocation, which restrains the inhomogeneous formation of S phase, is one of the reasons which result in this increase. 3% pre-deformation can eliminate the side effect of room temperature delay on 2124 alloy.

Key words: 2124 alloy; mechanical property; room temperature delay; S phase

Foundation item: Project(JPPT-125-GJGG-08-01) supported by the Military Industry Cooperative Program

Received date: 2016-06-28; **Accepted date:** 2016-10-21

Corresponding author: LUO Bing-hui; Tel: +86-731-88830333; E-mail: lbh@csu.edu.cn

(编辑 龙怀中)