

不同预弯半径下 2A12 铝合金时效成形

赵 飞¹, 周文龙¹, 孙中刚¹, 陈国清¹, 黄 遐², 曾元松²

(1. 大连理工大学 材料科学与工程学院, 大连 116085;

2. 北京航空制造工程研究所, 北京 100024)

摘 要: 研究 2A12 铝合金在不同预弯半径下的时效成形, 并考察时效成形与人工时效后合金的微观组织和力学性能的差异。结果表明: 与人工时效相比, 时效成形过程中, 由于应力的存在, 使得合金在时效成形后晶粒被进一步压扁拉长, 晶内沉淀相由点状变为长条状且呈现出一定的方向性, 同时, 其位错形态由位错圈或蜷线位错向长直态位错转变。时效成形后, 合金的拉伸性能和断裂韧性均比人工时效时的略有降低, 回弹率随预弯半径的增大而增大。预弯半径的变化对沉淀相的尺寸和数量以及时效成形后合金的力学性能均无明显影响。

关键词: 2A12 铝合金; 时效成形; 回弹; 应力位向效应; 力学性能

中图分类号: TG306

文献标志码: A

Age forming of 2A12 aluminum alloy with different prebending radii

ZHAO Fei¹, ZHOU Wen-long¹, SUN Zhong-gang¹, CHEN Guo-qing¹, HUANG Xia², ZENG Yuan-song²

(1. School of Materials Science and Engineering, Dalian University of Technology, Dalian 116085, China;

2. Beijing Aeronautical Manufacturing Technology Research Institute, Beijing 100024, China)

Abstract: The age forming of 2A12 aluminum alloy subjected to different prebending radii was investigated. The differences of microstructures and mechanical properties after aging forming and artificial aging were also studied. The results show that, during artificial aging, the grains are further squashed and elongated due to the applied stress during age forming and the precipitated phase changes from circle shape to long strip shape with uniform orientation. Further, the dislocation configuration in samples subjected to age forming changes from ring dislocation or helical dislocation to long and straight dislocation. However, the age forming decreases slightly tensile properties and the fracture toughness of the alloy and increases its springback with prebending radii increasing. There is no significant influence of the variation of prebending radius on the size and number of the precipitated phase, as well as the mechanical properties of the alloy after age forming.

Key words: 2A12 aluminum alloy; age forming; springback; stress orientation effect; mechanical properties

时效成形技术是将成形与人工时效相结合的一种先进成形方法。它的典型特点之一就是卸载后零件将产生回弹, 导致零件的最终形状及尺寸与模具的不一致, 从而影响了零件的成形精度。因此, 如何预测或减小时效成形后零件的回弹量以确保其成形精度成为

众多研究者关注的热点, 如 LIN 等^[1]提出了一种将析出硬化与回弹相结合的统一模型用于预测回弹; HO 等^[2-3]先从实验出发得到铝合金时效成形统一本构方程, 再通过 ABAQUS 有限元分析软件准确模拟了铝合金厚板时效成形过程中的回弹; LEVERS^[4]在时效

时效成形静载荷的基础上叠加周期性小载荷,促进了构件的永久变形。上述研究均有助于预测或减小时效成形后零件的回弹,为提高时效成形零件的精度提供了方法。时效成形技术的另一个典型特点就是零件在成形时发生应力时效,容易造成“应力位向效应”。ZHU等^[5-7]在研究 Al-xCu 合金的应力时效时发现,板片状 θ' 相由无应力时效时的垂直排列为定向排列,导致材料的屈服强度降低;BAVAKOS 等^[8]研究发现,应力造成 2XU 铝合金中板片状 θ' 相成定向排布,但应力对 6056 和 7475 铝合金时效成形的微观组织几乎没有影响;李剑等^[9]和陈大钦等^[10]在研究 Al-3.87Cu-0.56Mg-0.56Ag 及 Al-3.88Cu 的应力时效时也发现了 θ' 及 Ω 相的择优取向析出,并分析其产生的原因。尽管上述关于时效成形的研究已经取得了大量的研究结果,但有关 2A12 铝合金时效成形的研究尚不多见,而 2A12 铝合金是制造航空器结构件,如蒙皮、隔框、翼肋和翼梁的重要材料。因此,本文作者针对 2A12 铝合金进行了不同预弯半径下时效成形的实验,着重研究时效成形对 2A12 铝合金微观组织及力学性能的影响。

1 实验

1.1 实验材料

实验材料为退火态 2A12 铝合金板,化学成分如表 1 所列。将 2A12 铝合金板加工成 400 mm×100 mm×20 mm 的试件,其长度方向与轧制方向平行。试件经 495 ℃,1 h 盐浴固溶处理后,立即进行时效成形实验。

表 1 2A12 铝合金化学成分

Table 1 Chemical composition of 2A12 aluminum alloy (mass fraction, %)

Cu	Mg	Mn	Fe	Si
4.52	1.62	0.58	0.28	0.16
Zn	Ni	Ti	Al	
0.20	0.10	0.10	Bal.	

1.2 实验方法

为了确保试件在时效成形过程中始终维持初始变形,本实验采用单曲率圆柱面模具,其曲率半径分别为 400、650 和 1 000 mm。时效成形过程如图 1 所示。首先,施加弹性载荷使试件贴模;然后,保持试件外

形不变,将模具和试件加热到某一温度,保温,此过程中试件将产生应力松弛现象,将一部分弹性变形转变为塑性变形,同时由于人工时效的作用试件的微观组织和力学性能也将发生变化;最后,待保温结束后卸除载荷,试件发生一定量回弹。

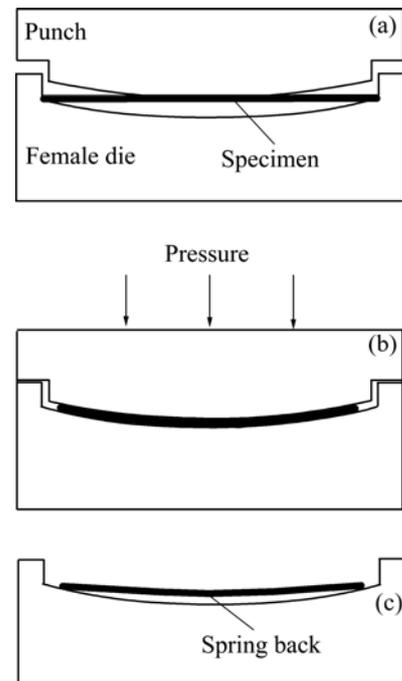


图 1 时效成形过程示意图

Fig.1 Schematic diagram of age forming: (a) Loading; (b) Aging; (c) Unloading

实验分别在 160 ℃ 保温 3 h 和 190 ℃ 保温 6 h 进行了不同预弯半径下的时效成形。同时,还对比进行了 2A12 铝合金 160 ℃ 保温 3 h 和 190 ℃ 保温 6 h 的人工时效处理。时效成形和人工时效后在试件中中性层部位:沿板材轧制方向用线切割截取拉伸试样进行室温拉伸,拉伸速率为 1 mm/min;沿 T-L 和 L-T 两个方向(T-L 表示裂纹面的法线方向,L-T 表示预期的裂纹扩展方向;L 为板材轧制方向,T 为宽度方向)按 GB4161 制备标准紧凑拉伸试样进行断裂韧性和疲劳裂纹扩展速率测试。室温拉伸、断裂韧性及疲劳裂纹扩展速率测试均在电液伺服万能实验机 MTS-810 上进行。金相试样通过机械抛光后用 1%HF+1.5%HCl+2.5%HNO₃+95%H₂O(体积分数)混合酸溶液腐蚀。透射试样经机械研磨后用电解双喷减薄法制成,双喷液为体积比为 1:3 的硝酸和酒精混合溶液,温度控制在 -25 ℃,电压为 12~15 V,电流为 70~80 mA。在 TecnaiG220-Twin 透射电镜上观察微观组织形貌,加速电压为 200 kV。

2 分析与讨论

2.1 预弯半径对回弹率的影响

材料的回弹率定义为 $\eta = (1 - \frac{R_o}{R_f}) \times 100\%$ (其中:

R_o 为试件贴模时的曲率半径即预弯半径, R_f 为试件回弹后的曲率半径)。图 2 所示为预弯半径对回弹的影响。由图 2 可知, 当成形温度和保温时间一定时, 2A12 铝合金试件在较小预弯半径下时效成形后的回弹率较小, 随着预弯半径的逐渐增大, 其回弹率急剧上升; 在相同预弯半径下, 提高成形温度和延长保温时间可使 2A12 铝合金试件的回弹率减小。

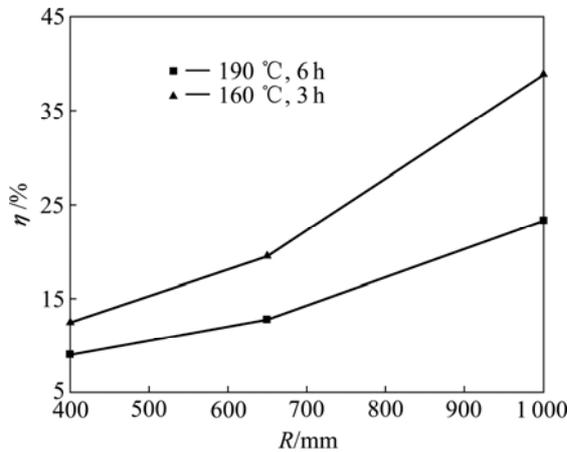


图 2 预弯半径对回弹的影响

Fig.2 Influence of prebending radius on springback

在时效成形过程中, 2A12 铝合金试件总应变保持不变。即任一时刻 t , 2A12 铝合金试件中产生的塑性应变 ε_{pt} 与剩余弹性应变 ε_{et} 之和等于初始弹性应变 ε_{0o} 。

$$\varepsilon_{pt} + \varepsilon_{et} = \varepsilon_0 \quad (1)$$

$$\text{由 } \varepsilon_{et} = \frac{\sigma_t}{E_T} \quad (2)$$

式中: σ_t 为 t 时刻的应力; E_T 为温度 T 下的弹性模量。可得

$$\varepsilon_{pt} = \varepsilon_0 - \varepsilon_{et} = \varepsilon_0 - \frac{\sigma_t}{E_T} \quad (3)$$

忽略弹性模量的变化, 即 $E_T \approx E$, 有

$$\varepsilon_{pt} = \varepsilon_0 - \frac{\sigma_t}{E} \quad (4)$$

又恒应变下应力松弛过程中 t 时刻的剩余应力为^[11]

$$\sigma_t = \sigma_0 e^{-t/p} = E \varepsilon_0 e^{-t/p} \quad (5)$$

式中: $p = \eta / E$ (其中 η 为粘性系数)。

故 t 时刻产生的塑性应变为

$$\varepsilon_{pt} = \varepsilon_0 (1 - e^{-t/p}) \quad (6)$$

由式(6)可知, 2A12 铝合金试件在有限的时效成形时间内初始弹性应变不可能完全转变为塑性应变, 所以, 卸载后 2A12 铝合金试件将发生回弹。同时, POVOLO 和 REGGIARDO^[12] 研究发现, 应力松弛过程中塑性应变速率 $\dot{\varepsilon}$ 可用 Norton 方程来描述:

$$\dot{\varepsilon} = A \sigma^n \quad (7)$$

式中: A 为常数; n 为指数。

当材料厚度及施加载荷一定时, 预弯半径越大, 2A12 铝合金试件贴模时产生的初始应力 σ_0 越小, 由式(5)可知, 在任一时刻 t , 其对应的剩余应力 σ_t 也越小。再由式(7)可知, 其对应的塑性应变速率也越小, 使得材料在相同时间内产生的塑性应变越少, 卸载后回弹也就越大。因此, 在成形温度和保温时间一定的情况下, 2A12 铝合金时效成形后的回弹率随着预弯半径的增大而增大。甘忠等^[13] 在研究 2124 铝合金时效成形时也发现了回弹率的类似规律, 并指出试件厚度一定时, 弯曲半径越小, 其横截面上的应力水平就越高, 使得在小弯曲半径模具上成形的零件会先进入塑性状态, 有助于提高成形率, 减小回弹。

另外, 时效成形过程也是一个应力松弛过程。应力松弛过程的本质原因是热激活导致位错运动^[14]。而应力松弛速度及剩余应力水平主要由初始应力、温度和时间的因素决定。其中, 温度对应力松弛速度的影响可用下式来描述:

$$\dot{\varepsilon} = A \sigma^n \exp(-Q/(RT)) \quad (8)$$

式中: $\dot{\varepsilon}$ 为塑性应变速率; A 为常数; σ 为应力; n 为指数; Q 为激活能; R 为气体常数; T 为热力学温度。

在一定变形机制下, 可认为 Q 值是一定的。当预弯半径一定时, 应力水平也一定。由式(8)可知, 温度越高则塑性应变速率越快, 在相同时间内, 弹性应变转化为塑性应变的量也就越多, 从而使得剩余的弹性应变越少。至于保温时间的延长对回弹率的影响可用式(6)来解释。由式(6)可知, 保温时间越长, 产生的塑性应变越大, 导致剩余的弹性应变也就越小。而时效成形后试件的回弹量是由剩余的弹性应变所决定的, 剩余的弹性应变越少, 则回弹量也越小。因此, 在相同预弯半径下, 提高成形温度和延长保温时间可使 2A12 铝合金试件的回弹率减小。

2.2 时效成形对 2A12 铝合金微观组织的影响

2A12 铝合金中主要强化相为 S 相(Al_2CuMg), 其脱溶顺序为: $\alpha(\text{Al})$ 过饱和固溶体 \rightarrow G.P. 区 $\rightarrow \alpha+S'' \rightarrow \alpha+S' \rightarrow \alpha+S$ 。一般来说, 2A12 铝合金人工时效后析出的主要强化相为过渡相 S' , 其成分为正交结构的 Al_2CuMg ^[15-17]。图 3 所示为 2A12 铝合金于(160 °C, 3 h)和(190 °C, 6 h)时效成形及人工时效后的 XRD 谱。从图 3 可知, 2A12 铝合金无论是经时效成形还是经人工时效后, 均会析出 S' 相。相对直接人工时效, 2A12 铝合金在同一温度、时间时效成形后, 有 S' 相存在的晶面数量相对集中, 且 S' 相总的衍射强度也有所减弱, 其减弱的趋势随预弯半径的减小而增大, 但减弱的幅度并不显著。

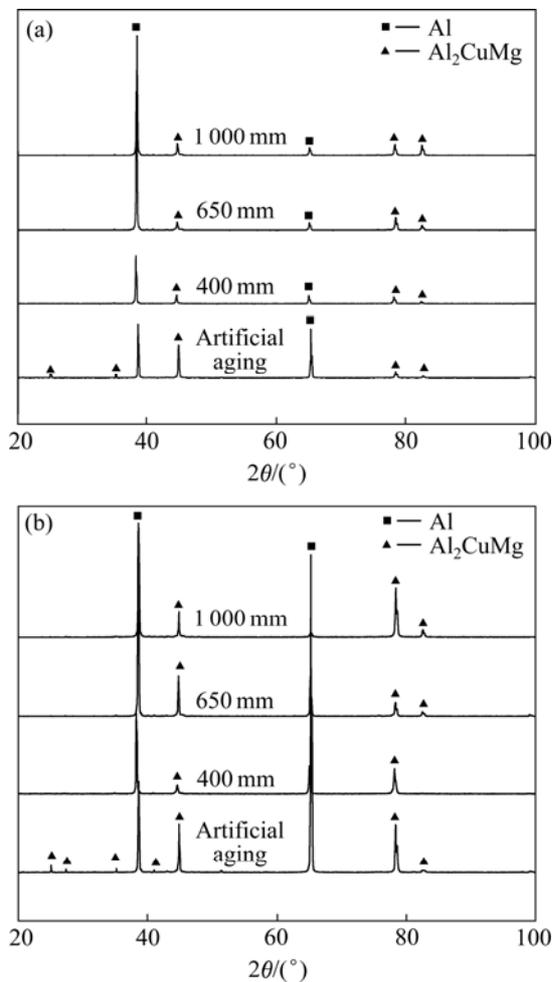


图 3 2A12 铝合金经人工时效和时效成形后的 XRD 谱

Fig.3 XRD patterns of 2A12 aluminum alloy after artificial aging and age forming: (a) 160 °C, 3 h; (b) 190 °C, 6 h

图 4 所示为 2A12 铝合金经人工时效及时效成形后的金相组织对比。由于本实验中使用的 2A12 铝合金板材是经过轧制所得, 因此, 图 4 中的晶粒均沿轧

制方向被压扁拉长。从图 4 还可以发现, 2A12 铝合金经人工时效和时效成形后, 均在 $\alpha(\text{Al})$ 基体上析出了可溶的褐色 S' 相质点, 并沿轧制方向分布着不可溶的大块黑色杂质相($\text{FeMn})\text{Al}_6$ 。但由于时效成形过程中应力的存在, 导致时效成形后合金的晶粒与人工时效后的相比被进一步压扁拉长。

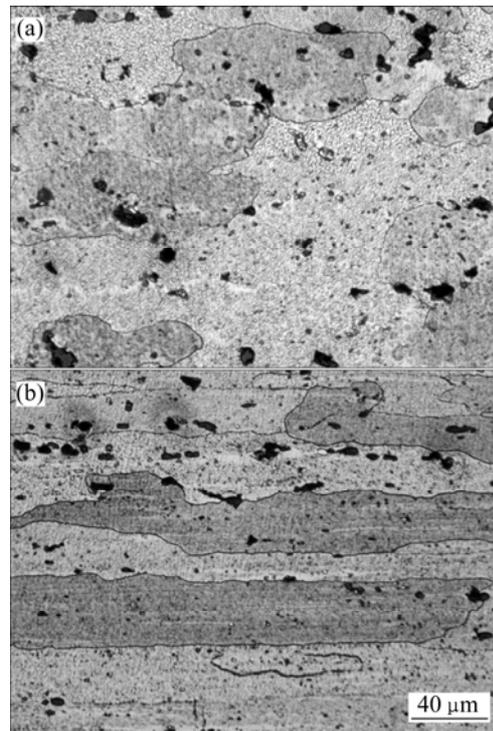


图 4 2A12 铝合金经人工时效和时效成形后的显微组织

Fig.4 Microstructures of 2A12 aluminum alloy after artificial aging(a) and age forming(b) at 160 °C for 3 h

图 5 所示为 2A12 铝合金人工时效和时效成形后晶内沉淀相的 TEM 像。由图 5 可看出, 2A12 铝合金经人工时效后析出的 S' 相为点状, 呈随机取向, 分布比较均匀; 而时效成形后析出的 S' 相为长条状且呈现出一定的方向性(见图 5(b)中箭头)。这主要是由于时效成形过程中施加弹性载荷引起的。应力与变形体相互作用引起系统弹性能的变化, 而这种影响主要表现在沉淀相的形核阶段^[10], 使得沉淀相产生了择优取向, 即“应力位向效应”^[18], 但从 XRD 分析和金相观察来看, 时效成形后沉淀相的数量与人工时效相比无明显变化。

图 6 和 7 所示为 2A12 铝合金经人工时效和时效成形后晶界沉淀相和晶界无析出区的 TEM 像。由图 6 可看出, 2A12 铝合金人工时效后, 晶界沉淀相 S 呈点状分布, 而时效成形后晶界沉淀相 S 呈链状连续分布。从图 7 还可看出, 2A12 铝合金无论是经人工时效还是

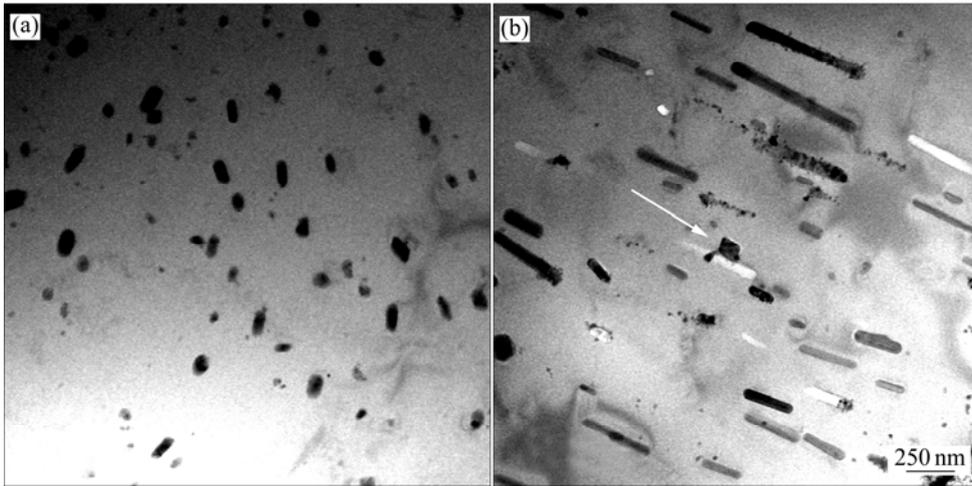


图 5 2A12 铝合金经人工时效和时效成形后晶内沉淀相的 TEM 像

Fig.5 TEM images of precipitates in 2A12 aluminum alloy after artificial aging(a) and age forming(b) at 160 °C for 3 h

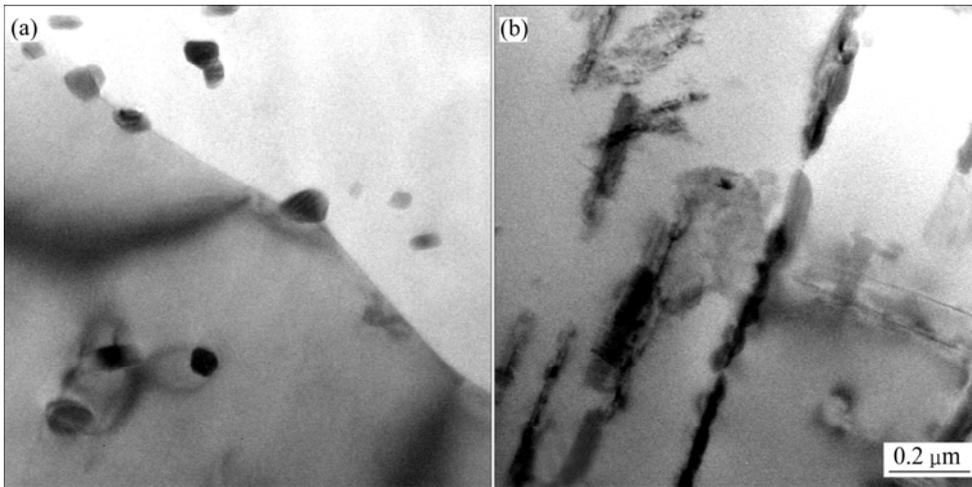


图 6 2A12 铝合金经人工时效和时效成形后晶界沉淀相的 TEM 像

Fig.6 TEM images of grain boundary precipitates in 2A12 aluminum alloy after artificial aging(a) and age forming(b) at 160 °C for 3 h

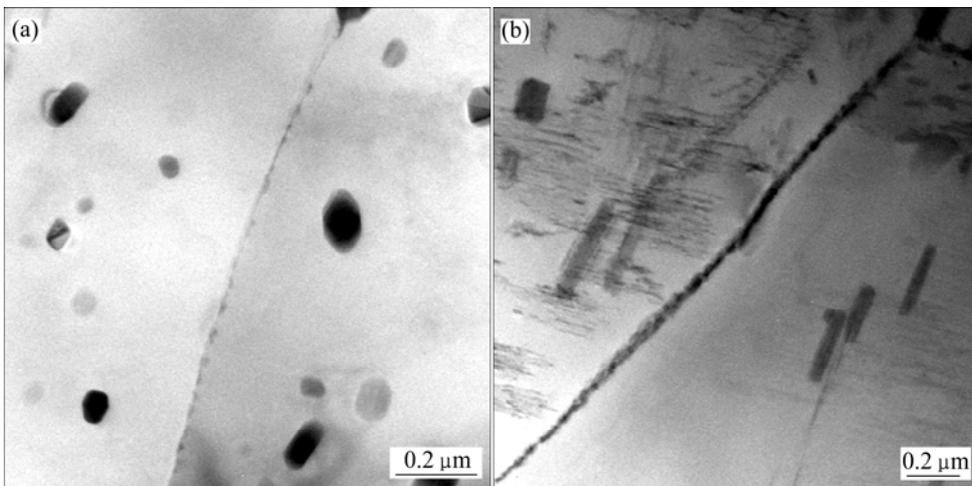


图 7 2A12 铝合金经人工时效和时效成形后晶界无析出区的 TEM 像

Fig.7 TEM images of grain boundary precipitate free zone in 2A12 aluminum alloy after artificial aging(a) and age forming(b) at 160 °C for 3 h

经时效成形后,都存在晶界无析出区(PFZ)。晶界无析出区的产生主要是由于强化相在晶界析出时,吸收了附近的溶质原子和空位,在晶界两侧造成了溶质原子和空位浓度梯度的贫乏所致。

图8所示为2A12铝合金经人工时效和时效成形后的位错形貌。由图8可看出,2A12铝合金经人工时效后,出现了大量的位错圈(见图8(a))和蜷线位错(见图8(b));而经时效成形后,基本没有出现蜷线位错,只有大量的长直态位错(见图8(c)和(d))。2A12铝合金经固溶处理后含有大量聚集的空位,此后这些空位片的坍塌就形成了位错圈,而位错圈是不稳定的,能快速长大,位错圈的长大也就形成蜷线位错^[19]。人工时效时存在大量的蜷线位错,而时效成形时基本没有蜷线位错,只有大量的长直态位错,这可能是由于外加载荷引起的。位错线本身是一种晶体缺陷,其能量与长度成正比。当位错弯曲时,长度相应增加,能量也就升高。因此,弯曲的蜷线位错是不稳定的,有变直

的倾向。时效成形时,由于外加载荷的作用,使得蜷线位错容易发生演变逐渐接近长直状态,故在时效成形后基本观察不到蜷线位错,只有大量的长直态位错。

2.3 时效成形对2A12铝合金力学性能的影响

图9所示为2A12铝合金于(160 ℃, 3 h)和(190 ℃, 6 h)时效成形及人工时效后的拉伸性能。从图9可以看出,在相同温度和时间下,时效成形后的拉伸性能较人工时效的略有降低但变化不大,屈服强度、抗拉强度及伸长率的下降均在6%之内;在相同温度和时间、不同预弯半径下,时效成形后的拉伸性能随着预弯半径的减小而降低,但下降的幅度不大;在同一预弯半径下,经190 ℃保温6 h后的强度高于经160 ℃保温3 h的强度。2A12铝合金经时效成形和人工时效后,都会析出沉淀相粒子,产生时效强化效应,而沉淀相粒子的尺寸、数量和分布影响2A12铝合金的拉伸性能。由微观组织分析可知,2A12铝合金时效成形

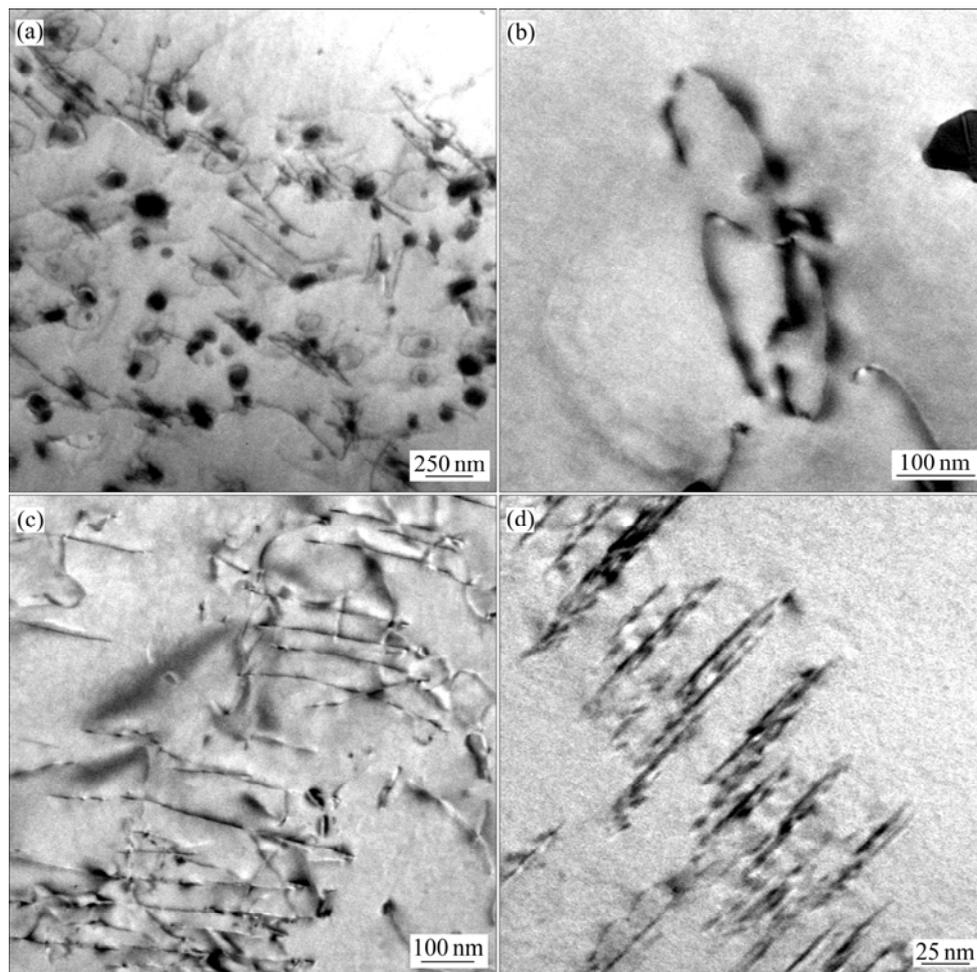


图8 2A12铝合金人工时效和时效成形后的位错形貌

Fig.8 Dislocation morphologies of 2A12 aluminum alloy after artificial aging((a), (b)) and age forming((c), (d)) at 160 ℃ for 3 h: (a) Ring dislocation; (b) Helical dislocation; (c), (d) Long straight dislocation

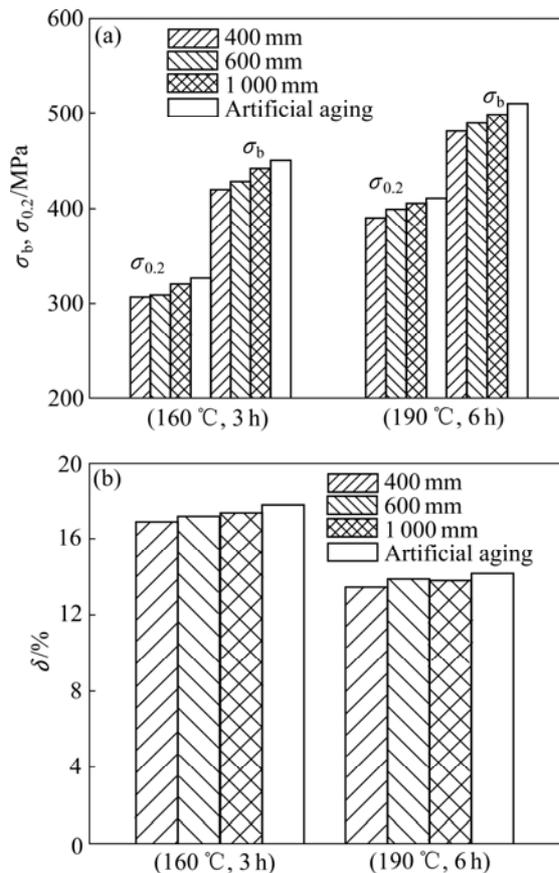


图 9 2A12 铝合金经人工时效和时效成形后的拉伸性能
Fig.9 Tensile properties of 2A12 aluminum alloy after artificial aging and age forming: (a) Yield strength and tensile strength; (b) Elongation

后与人工时效时相比, 沉淀相粒子数量基本不变, 但尺寸有所增大, 同时呈现出一定的方向性。而时效成形后, 沉淀相粒子的定向析出也就造成了合金中沉淀相分布不均匀性, 从而使得材料拉伸性能略有下降。

图 10 所示为 2A12 铝合金于(160 °C, 3 h)和(190 °C, 6 h)时效成形及人工时效后的断裂韧性对比。由图 10 可以看出, 在相同温度和时间下, 时效成形后的断裂韧性无论是 L-T 方向还是 T-L 方向均比人工时效时的低。由于时效成形后沉淀相的分布具有方向性, 对延缓裂纹扩展不利, 且材料的伸长率也较低, 造成时效成形后合金的断裂韧性下降; 在相同温度和时间、不同预弯半径下, 时效成形后沿同一取向的断裂韧性基本相同; 同一状态下, 材料 L-T 方向的断裂韧性均大于 T-L 方向的断裂韧性。主要是由于铝合金轧制后, 晶粒沿轧制方向伸长, 晶内难溶相、未溶相和夹杂等均沿轧制方向排列。在断裂过程中, 形成裂纹扩展的通道, 降低了合金抵抗断裂能力。在 L-T 方向(裂纹垂直轧制方向扩展)断裂裂纹扩展过程需经过多次偏

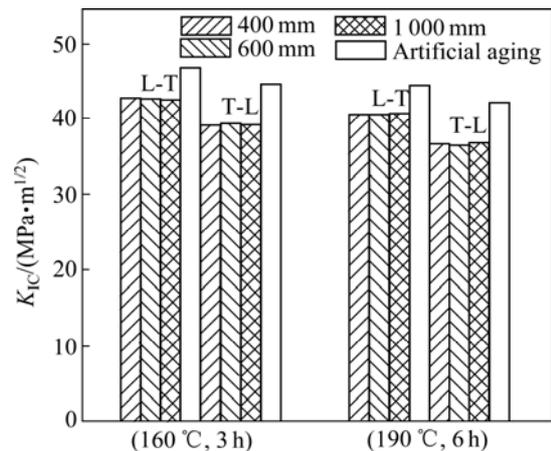


图 10 2A12 铝合金经人工时效和时效成形后断裂韧性的对比
Fig.10 Fracture toughness comparison of 2A12 aluminum alloy after artificial aging and age forming

转, 从而断裂韧性较高。

3 结论

1) 当成形温度和保温时间一定时, 2A12 铝合金试件的回弹率随预弯半径的增大而增大; 而在相同预弯半径下, 提高成形温度和延长保温时间可使 2A12 铝合金试件的回弹率减小。

2) 2A12 铝合金经时效成形后的晶粒较经人工时效时的被进一步压扁拉长。时效成形过程中, 由于弹性载荷的施加, 使得合金在时效成形后析出的沉淀相为长条状, 并呈现一定的方向性, 而人工时效时析出的沉淀相为点状且分布比较均匀。合金时效成形后的位错形态与人工时效时相比也不一样: 时效成形后为长直态位错, 而人工时效时为位错圈或蜷线位错。

3) 在相同温度和时间下, 2A12 铝合金时效成形后的拉伸性能较人工时效时的略有降低, 但降幅均在 6% 以内, 可认为时效成形能获得与人工时效过程相近的拉伸性能。

4) 在相同温度和时间下, 2A12 铝合金时效成形后的断裂韧性比人工时效时的略低。

5) 时效成形过程中, 预弯半径的变化对 2A12 铝合金的微观组织和力学性能几乎没有影响。

REFERENCES

[1] LIN J, HO K C, DEAN T A. An integrated process for modeling

- of precipitation hardening and springback in creep age-forming[J]. *International Journal of Machine Tools & Manufacture*, 2006, 46: 1266–1270.
- [2] HO K C, LIN J, DEAN T A. Constitutive modelling of primary creep for age forming an aluminium alloy[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2004, 153/154: 122–127.
- [3] HO K C, LIN J, DEAN T A. Modelling of springback in creep forming thick aluminum sheets[J]. *International Journal of Plasticity*, 2004, 20(4/5): 733–751.
- [4] LEVERS A. Creep forming a metallic component. US 2004154369[P]. 2003–01–23.
- [5] ZHU A W, STARKE E A JR. Materials aspects of age-forming of Al-xCu alloys[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2000, 117(3): 354–358.
- [6] ZHU A W, CHEN J, STARKE E A JR. Precipitation strengthening of stress-aged Al-xCu alloys[J]. *Acta Mater*, 2000, 48: 2239–2246.
- [7] ZHU A W, STARKE E A JR. Stress aging of Al-xCu alloys: Experiment[J]. *Acta Mater*, 2001, 49: 2285–2295.
- [8] BAKAVOS D, PRANGNELL P B, DIF R. A comparison of the effects of age forming on the precipitation behavior in 2xxx, 6xxx and 7xxx aero space alloys[J]. *Materials Science Forum*, 2004, 28: 124–131.
- [9] 李 剑, 郑子樵, 陈大钦, 殷顺高, 刘祖耀. Al-Cu 合金应力时效的动力学研究[J]. *稀有金属*, 2005, 29(4): 539–544.
LI Jian, ZHENG Zi-qiao, CHEN Da-qin, YIN Shun-gao, LIU Zu-yao. Kinetics study on stress aging of Al-Cu alloy[J]. *Chinese Journal of Rare Metals*, 2005, 29(4): 539–544.
- [10] 陈大钦, 郑子樵, 李世晨, 陈志国, 刘祖耀. 外加应力对 Al-Cu, Al-Cu-Mg-Ag 合金析出相生长的影响[J]. *金属学报*, 2004, 40(8): 799–804.
CHEN Da-qin, ZHENG Zi-qiao, LI Shi-chen, CHEN Zhi-guo, LIU Zu-yao. Effect of external stress on the growth of precipitates in Al-Cu and Al-Cu-Mg-Ag alloys[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2004, 40(8): 799–804.
- [11] CONWAY J B, STENTZ R H, BERLING J T. Fatigue, tensile, and relaxation behavior of stainless steels[R]. Cincinnati: Technical Information Center, 1975: 228–232.
- [12] POVOLO F, REGGIARDO J F. Stress-relaxation in bending of Inconel 718 at 773 and 823 K[J]. *Journal of Materials Science*, 1988, 23: 241–247.
- [13] 甘 忠, 熊 威, 张志国. 2124 铝合金时效成形回弹预测[J]. *塑性工程学报*, 2009, 16(3): 140–144.
GAN Zhong, XIONG Wei, ZHANG Zhi-guo. Springback prediction of age-forming for 2124 aluminum alloy[J]. *Journal of Plasticity Engineering*, 2009, 16(3): 140–144.
- [14] 谭 军, 李 聪, 孙 超, 应诗浩, 连姗姗, 阚细武, 冯可芹. Zr-4 合金应力松弛过程中的热激活变形与动态应变时效[J]. *金属学报*, 2009, 45(2): 173–177.
TAN Jun, LI Cong, SUN Chao, YING Shi-hao, LIAN Shan-shan, KAN Xi-wu, FENG Ke-qin. Thermally activated deformation and dynamic strain aging of Zr-4 alloy during stress relaxation[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2009, 45(2): 173–177.
- [15] WILSON R N, PARTRIDGE P G. The nucleation and growth of S' precipitates in an aluminium-2.5% copper-1.2% magnesium alloy[J]. *Acta Metall*, 1965, 13(12): 1321–1327.
- [16] JENA A K, GUPTA A K, CHATURVEDI M C. A differential scanning calorimetric investigation of precipitation kinetics in the Al-1.53wt%Cu-0.79wt%Mg alloy[J]. *Acta Metall*, 1989, 37(3): 85–90.
- [17] FENG Zong-qiang, YANG Yan-qing, HUANG Bin, HAN Ming, LUO Xian, RU Ji-gang. Precipitation process along dislocations in Al-Cu-Mg alloy during artificial aging[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2010, 528(2): 706–714.
- [18] 李劲风, 郑子樵, 李世晨, 任文达, 陈文敬. 铝合金时效成形及时效成形铝合金[J]. *材料导报*, 2006, 20(5): 101–103.
LI Jin-feng, ZHENG Zi-qiao, LI Shi-chen, REN Wen-da, CHEN Wen-jing. Age forming of Al alloys and ageformable Al alloys[J]. *Materials Review*, 2006, 20(5): 101–103.
- [19] WILSON R N, MOORE D M, FORSYTH P J E. Effects of 0.25% silicon on precipitation processes in an aluminium-0.25% copper-1.2% magnesium alloy[J]. *J Inst Metal*, 1967, 95(6): 177–182.

(编辑 李艳红)