

Effects of Bending Radius and Ageing Conditions on the Creep Age Forming of 7475 Aluminum Alloy*

Yunlai Deng^{1,2}, Xuchu Long^{1,2#}, Yu Jiang³, Jin Zhang^{1,2}

¹School of Materials Science and Engineering, Central South University, Changsha

²Key Laboratory of Nonferrous Materials Science and Engineering, Ministry of Education, Changsha

³Shanghai Aircraft Design and Research Institute, Shanghai

Email: luckdeng@mail.csu.edu.cn, #rickxuchulong@126.com

Received: Mar. 1st, 2013; revised: Mar. 4th, 2013; accepted: Apr. 5th, 2013

Copyright © 2013 Yunlai Deng et al. This is an open access article distributed under the Creative Commons Attribution License, which permits unrestricted use, distribution, and reproduction in any medium, provided the original work is properly cited.

Abstract: Based on the single curvature bending creep forming device, a series of creep age forming tests of 7475 aluminum alloy sheets were conducted. The springback of formed samples with different ageing conditions or bending radiuses were measured. Then the properties and microstructures of the creep ageing formed samples were studied by electric conductivity tests, Vickers hardness tests, optical microscopy tests, transmission electron microscopy tests and tensile tests, respectively. And the results were compared with the artificial aged samples. The results show that the springback decreases with the decreasing bending radius, the increasing temperature and ageing time. The yield strength and the tensile strength of the bending creep ageing formed samples are higher than the artificial aged samples, but the elongation is the opposite. As the increasing of the bending radius, both the yield strength and the tensile strength increase first and then decrease, and the peak value appears near the bending radius of 1200 mm. No clear difference exists in the size and shape of grains between the creep aged samples and the artificial aged samples, the size and the particle spacing of the precipitates of creep aged samples are smaller than the artificial aged samples.

Keywords: Single Curvature Bending; Creep Age Forming; Springback; 7475 Aluminum Alloy

弯曲半径和时效制度对 7475 铝合金蠕变时效成形的影响*

邓运来^{1,2}, 龙旭初^{1,2#}, 蒋裕³, 张劲^{1,2}

¹中南大学材料科学与工程学院, 长沙

²有色金属材料科学与工程教育部重点实验室, 长沙

³上海飞机设计研究院, 上海

Email: luckdeng@mail.csu.edu.cn, #rickxuchulong@126.com

收稿日期: 2013 年 3 月 1 日; 修回日期: 2013 年 3 月 4 日; 录用日期: 2013 年 4 月 5 日

摘要: 基于单曲率弯曲蠕变成形装置, 针对 7475 铝合金板材进行了一系列蠕变时效成形实验, 测得了不同时效制度和弯曲半径下的回弹量。采用电导率、维氏硬度、金相显微镜、透射电子显微镜和室温拉伸等手段分析了蠕变时效试样的性能与微观组织, 并与人工时效试样进行了对比分析。结果表明: 回弹量随着弯曲半径的减小、时效时间的延长和时效温度的升高而降低; 弯曲蠕变时效试样比人工时效试样具有较高的屈服强度和抗拉强度, 延伸率则相反; 随着弯曲半径的增大, 屈服强度和抗拉强度均呈现出先增后减的规律, 在弯曲半径为 1200 mm 附近存在峰值; 弯曲蠕变时效后试样的晶粒尺寸和形状与人工时效试样无明显区别, 其析出相则比人工时效试样更为细小和致密。

*基金项目: 国家重点基础研究发展计划资助项目(2010CB731700)。

#通讯作者。

关键词：单曲率弯曲；蠕变时效成形；回弹；7475 铝合金

1. 引言

蠕变时效成形(Creep Age Forming, CAF)是一种新型的整体壁板成形技术,可应用于双曲率大规格飞机壁板类构件的高性能制造^[1-5],由于其成形应力通常低于屈服应力,构件成形后残余应力小,使得构件成形时不会发生失稳、破裂,在成形的过程中可实现析出相强化,但构件在卸载后的回弹量却很难预测^[2],如何在达到材料性能要求的同时实现回弹的控制和准确预测,成为了该项技术应用于实际生产时需要解决的关键问题。国内外已针对这个问题开展了大量的研究工作,迄今为止,主要的方法是通过等温恒定应力蠕变试验积累蠕变曲线,建立蠕变时效本构关系,以此为基础进行有限元模拟,因此,其有效性需要大量的 CAF 试验进行验证^[6]。由于实际 CAF 过程中应力变化情况比等温恒定应力蠕变试验复杂,且还需要考虑保证性能的温度-时间“窗口”,因此,必须深入研究蠕变时效过程中材料微观结构与宏观物理性能的演变规律及二者间的联系^[7,8]。

7475 及其相似成分的高强铝合金(如我国牌号 7B04)经常被用来制造飞机的高强度壁板类构件,关于该合金蠕变时效的基本规律虽有报道^[9,10],但对其蠕变时效过程中材料微观结构与宏观物理性能及二者间联系的机理研究还少见报道,在一定程度上限制了该类铝合金构件蠕变时效成形方法的发展和应用。本文采用四点弯曲实验装置,针对 7475 铝合金板材进行弯曲蠕变时效成形实验,研究了弯曲半径与时效制度对板材回弹的影响,以及材料性能与微观结构的演变规律,为该合金构件 CAF 制造的形性协同控制提供了依据。

2. 实验方法

本实验材料为 5 mm 厚 7475 铝合金热轧板,沿轧制方向切取试样尺寸为 280 mm × 32 mm × 5 mm,其化学成分如表 1 所示。

Table 1. Chemical composition of 7475 Al alloy (mass fraction/%)
表1. 7475铝合金的化学成分(质量分数/%)

Zn	Mg	Cu	Fe	Si	Cr	Ti	Other	Al
5.73	2.32	1.27	0.2	0.10	0.20	0.12	0.05	Bal

试样采用 470℃/1 h 进行固溶处理,盐浴炉加热(误差为±1℃),水淬。淬火后立即将试样放入弯曲蠕变装置中,如图 1 所示,快速加载到设定的曲率半径后,进行蠕变时效成形实验。其中曲率半径分别选为 1000 mm、1200 mm 和 1500 mm,连同实验装置放置于时效炉内在 150℃和 170℃两种温度下分别保温 8 h、16 h、32 h、64 h,在蠕变时效成形的同时还需放置几块平直板材进行人工时效作为对比实验,人工时效试样可直接放置于弯曲蠕变实验装置上。时效结束后,采用小负荷维氏硬度计 HV-10B 测试试样的硬度,测试载荷为 3 kg,加载时间为 15 s;采用 D60K 型数字涡流电导率测量仪测量试样的面电导率;沿板材轧制方向用线切割加工室温拉伸试样(标距 50 mm),蠕变试样在进行室温拉伸实验前需要将试样在水磨机上磨平至平直状态,然后与人工时效试样在 CSS44100 电子拉伸试验机上进行室温力学性能测试;采用 XJP-6A 型金相显微镜对时效后的样品进行金相组织观察,金相试样通过机械抛光后采用 Keller 试剂进行腐蚀;采用 TECNAIG²20 型透射电子显微镜对减薄后的样品(电解液为硝酸和甲醇的混合溶液,其体积比为 1:3)进行微观组织观察。

3. 弯曲蠕变的回弹规律

回弹的定义如图 2 所示,为定量地表征回弹的大

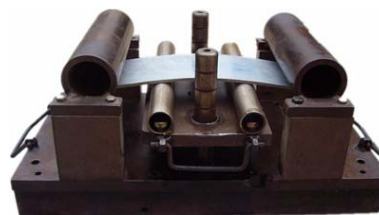


Figure 1. Four points bending apparatus
图 1. 四点弯曲实验装置

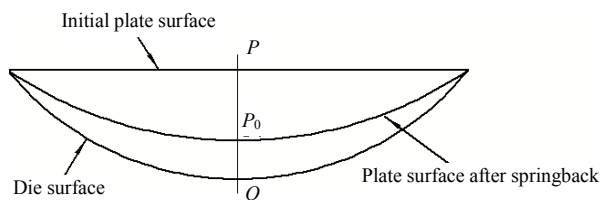


Figure 2. Definition of a springback
图 2. 回弹定义

小^[11]，按照下式定义回弹量：

$$\eta = \overline{OP_0} / \overline{OP} \quad (1)$$

其中 $\eta = 0$ 代表没有回弹， $\eta = 1$ 代表板材完全回弹。

图 3 所示为试样分别在 150℃/8 h 和 170℃/8 h 的时效制度下，回弹量与弯曲半径的关系。从图中可以看出，成形板材的回弹量随着弯曲半径的增大而增加。在 150℃/8 h 的时效制度下，弯曲半径为 1500 mm 时的回弹量为 85.6%，而弯曲半径为 1000 mm 时则降低至 76.8%。在试样的弯曲半径相同的情况下，时效温度的升高可以较明显地减小回弹。例如在试样弯曲半径为 1000 mm 的情况下，经 170℃/8 h 时效后的试样回弹量为 65.8%，相比于 150℃/8 h 时效后的试样降低了 14.3%。图 4 所示为试样在 1000 mm 弯曲半径时，回弹量与不同时效制度的关系，可见回弹量随着时效时间的延长而逐渐降低。图 5 所示为试样在 1000 mm

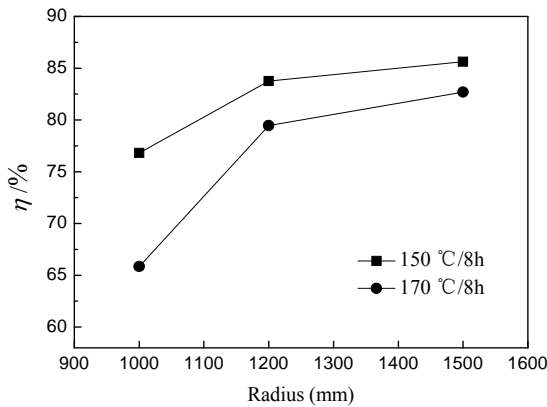


Figure 3. Influence of bending radius on springback
图3. 不同弯曲半径下的回弹

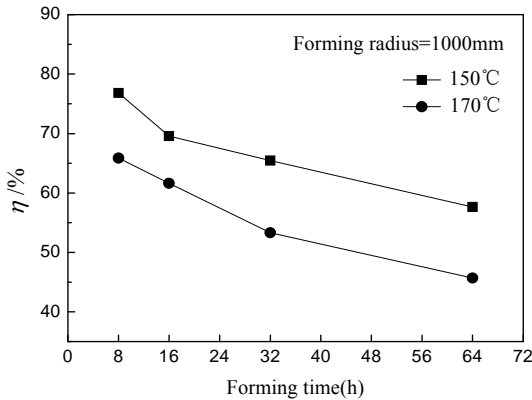


Figure 4. Influence of 1000 mm forming radius with different temperature and time on springback
图4. 弯曲半径为1000 mm不同时效制度下的回弹

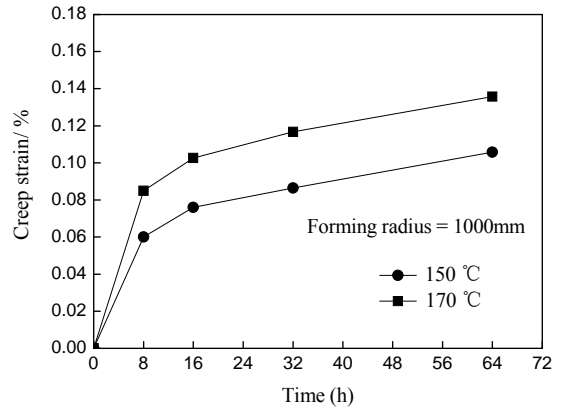


Figure 5. The creep strain curves of different aging institutions with forming radius of 1000mm
图5. 弯曲半径为1000 mm不同时效制度下的蠕变应变曲线

弯曲半径时，不同时效温度下的蠕变应变与时间的关系曲线。

考虑应力、蠕变时间和温度的蠕变模型可以根据修正的 Garofalo 关系式^[12]进行描述：

$$\varepsilon_m = A \left\{ \sinh \left[\alpha \left(\frac{\sigma - \sigma_0}{G} \right) \right] \right\}^n \exp \left(-\frac{Q}{kT} \right) \quad (2)$$

其中 K 为玻尔兹曼常数， G 为剪切模量， σ_0 为初始应力， α 和 n 为材料常数，弯曲时板材内部距中性层距离 y 处所受应力大小为：

$$\sigma = \frac{Ey}{R} \quad (3)$$

其中 E 为弹性模量， R 为弯曲半径。

结合式(2)和公式(3)可知，板材弯曲半径越大，板内整体应力水平则越小，故蠕变应变率越小，相应的回弹量就越大，这种情况如图 3 所示。

根据式(2)可知，对于恒定应力蠕变，温度越高则蠕变应变率越大，但由于 CAF 过程中，材料内部应力 σ 在蠕变过程中逐渐减小，因而应变率会随着时间的延长而逐渐降低，这是弯曲蠕变成形与一般恒定应力蠕变试验最明显的区别，尽管这种区别对于认识 CAF 过程的物理本质可能不是主要的^[9,13]，但是，对于 CAF 构件的回弹预测而言，则是非常重要的，这直接关系构件的尺寸精度。从图 4 中可以看出，随着蠕变成形时间从 8 h 延长至 32 h，150℃和 170℃的回弹率的差值几乎是相同的。这表明，蠕变成形温度对回弹的影响主要体现在成形的开始阶段，随着时间的延长，温度对回弹的影响减弱。由于蠕变应变与回弹

之间是此消彼长的关系, 因此图 5 所示的蠕变应变变量与图 4 所示的回弹量反映了相同的规律。

上述弯曲蠕变成形的应变速率特性不难看出, 7475 构件弯曲成形半径与成形温度是影响回弹的关键, 成形时间则可更多地用作性能调控“窗口”。

4. 材料性能

图 6 为蠕变时效成形试样(1000 mm 弯曲半径)和人工时效试样分别在 150°C 和 170°C 温度下的硬度与电导率(Conductivity)曲线, 蠕变时效试样(CAF)与人工时效试样(AA)有相同的硬度变化趋势, 硬度都是呈先增后减的变化趋势, 同时 CAF 后试样的硬度和电导率略高于 AA 试样, 而 150°C 温度下蠕变时效后的硬度值要高于 170°C。电导率则在蠕变时效和人工时效过程中都逐渐增加, 且在 170°C 温度时效的增长速率较 150°C 快。对于铝合金而言, 硬度和电导率分别反应了合金的时效强化和抗应力腐蚀性能^[14]。时效过程中随着第二相的析出和长大, 强化效果呈现出先增大后减小的规律, 同时外加应力使基体析出相细小致

密, 所以硬度比人工时效高; 而电导率则随过饱和固溶体固溶度的降低而升高, 同时随着合金中第二相析出而逐渐升高, 由于弯曲蠕变成形时有弹性应力, 应力可以促进溶质原子析出, 基体贫化加剧, 电导率升高。

图 7 为 CAF 试样(弯曲半径 1000 mm)和 AA 试样分别在温度为 150°C 和 170°C 下抗拉强度、屈服强度和延伸率变化曲线。可见 CAF 试样的强度略高于 AA 试样, 延伸率则低于 AA 试样, 在不同温度的蠕变时

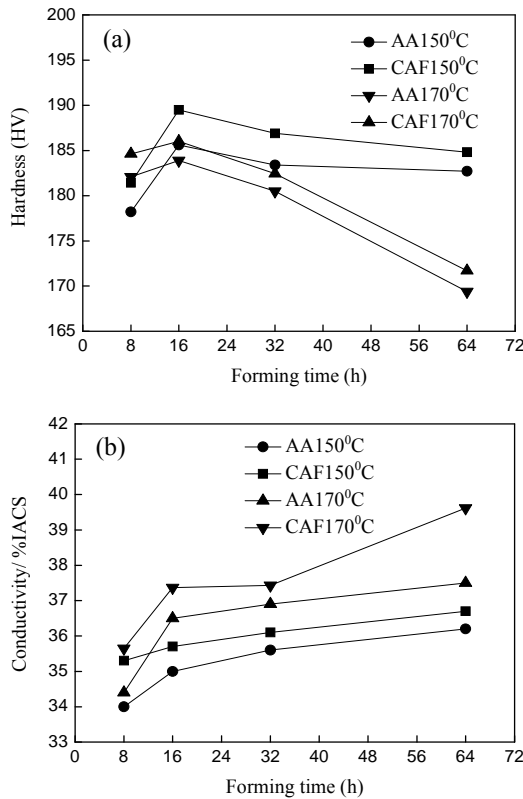


Figure 6. The curves of hardness and conductivity of the specimens in different creep ageing and artificial ageing processes
 图6. 蠕变试样和人工试样在不同时效制度下的硬度与电导率

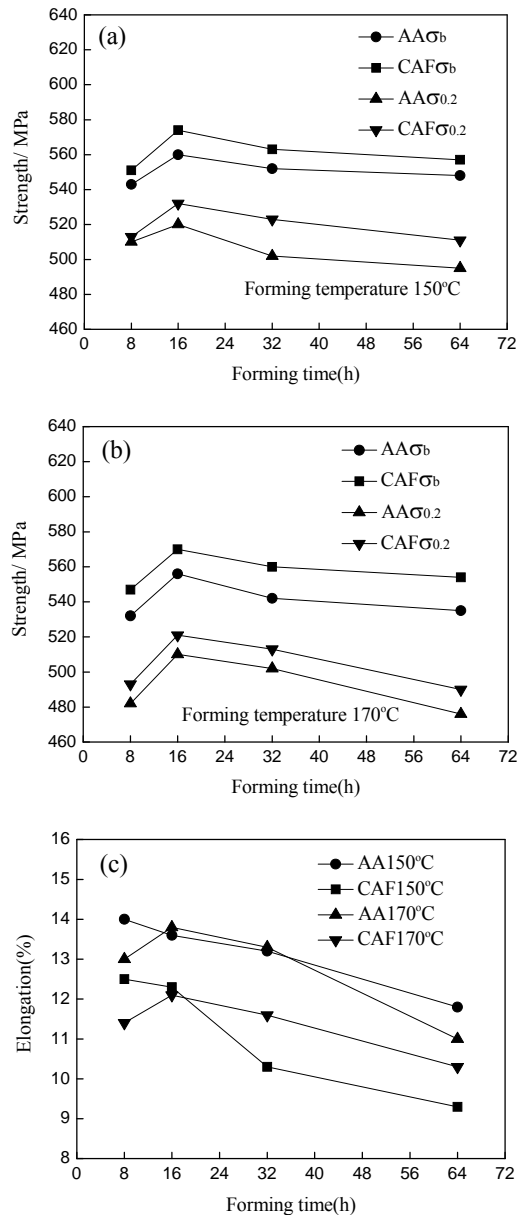


Figure 7. The curves of mechanical properties of specimens in different creep ageing and artificial ageing processes
 图7. 蠕变试样和人工试样在不同温度下的力学性能变化曲线

效过程中试样的抗拉强度、屈服强度均随时效时间先增加后降低，这与硬度的变化趋势相一致。在 150℃ 下蠕变时效后试样的强度要略高于 170℃ 下的时效试样，而延伸率则相反。弯曲蠕变时效成形的应力使蠕变试样的时效析出相增加变细，从而强度高于人工时效。在具有盘状析出相的可热处理强化铝合金的时效过程中，沉淀相的强化作用主要来自于 Orowan 绕过机制，位错绕过第二相粒子所需要的应力可以用下式表示：

$$\tau \sim \frac{Gb}{\lambda} \quad (4)$$

式中 G 为剪切模量， b 为柏氏矢量， λ 为粒子间距。在析出相的长大过程中，析出相的数量降低且间距增大，根据公式(4)可知，位错绕过第二相所需的应力逐渐减小，因而由第二相钉扎位错，与晶界产生的蠕变抗性也随之降低。在此阶段析出相的粗大化也使得材料的延伸率逐渐下降。

表 2 所示为试样在 150℃/32 h 的时效制度下，弯曲半径与材料力学性能的关系。可见，CAF 试样相比于 AA 试样具有较高的屈服强度和抗拉强度，且随着弯曲半径的增大，屈服强度和抗拉强度均呈现出先增后减的规律，即在弯曲半径为 1200 mm 附近存在峰值。另外，CAF 试样的延伸率要低于 AA 试样，并随着弯曲半径的变化而不同，在弯曲半径为 1200 mm 时较高。表 2 中还列出本实验的 170℃/32 h/1000 mm 以及 7475-T61、7475-T651、7475-T761、7475-T7651、

7475-T7351 板材力学性能和电导率指标。对比表中数据可知，CAF 试样的电导率高于 AA 试样的电导率，这是因为预弯应力可以促进基体析出相的析出，从而使电导率提高。170℃/32 h/1000 mm 的电导率虽然略高于 150℃/32 h/1000 mm，说明温度可以提高电导率，但是强度却低于 150℃。另外，从表中可知 150℃/32 h/1000 mm 蠕变时效制度的力学性能均高于 7475 的人工时效制度，电导率略低于双级时效 T761、T7651、T7351 的电导率，但是却高于 T61、T651 时效制度的电导率，根据 AMS2658C-2009 电导率标准，7475-T6 的电导率标准范围 30%~35% IACS；7475-T73 的电导率标准范围 38%~44.5% IACS；7475-T76 的电导率标准范围 38%~42% IACS；可知 150℃/32 h/1000 mm 时效成形制度在力学性能和电导率均符合标准，因此 150℃/32h 蠕变时效成形制度不仅力学性能达标，电导率也符合工业生产的最低标准，该制度为探索适合工业生产的蠕变时效成形制度提供理论和实验依据，同时表明时效成形技术有望提高合金的抗应力腐蚀性能。

5. 微观结构特征

图 8 为弯曲半径为 1000 mm 的试样经 150℃/32 h 蠕变时效后与人工时效后的金相组织对比。从图中可见，两种试样的微观结构均由扁长的晶粒组成，且晶粒尺寸与形貌无明显差别。文献[15]中已证明了不同温度下弯曲蠕变成形后试样的晶粒同样没有明显差别。因此，可以认为弯曲蠕变机制中来自晶粒尺寸和形状

Table 2. Influence of pre-bending radius on mechanical property and conductivity
表2. 不同弯曲半径的力学性能及电导率

States	σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	δ /%	Conductivity/%IACS	
(AA 150℃/32 h)	544	497	13	34.2	Present paper
150℃/32 h/1000 mm	563	523	10	36.1	Present paper
150℃/32 h/1200 mm	590	551	12	35.7	Present paper
150℃/32 h/1500 mm	578	521	12	35.2	Present paper
170℃/32 h/1000 mm	560	513	10	37.2	Present paper
7475-T61	517	441	9	30	AMS4084C-2005
7475-T651	531	476	10	30	AMS4090D-2008
7475-T761	490	421	9	39	AMS4085C-2011
7475-T7651	483	414	9	39	AMS4089C-2008
7475-T7351	490	410	10	40	AMS4202C-2012

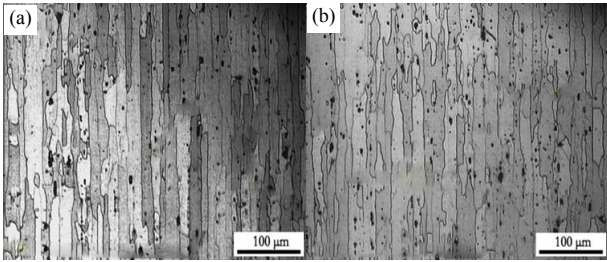


Figure 8. Optical micrographs showing the grains structure of samples: (a) Creep aged with the radius of 1000 mm; (b) Artificial ageing

图 8. 金相组织对比: (a) 1000 mm 的蠕变时效; (b) 人工时效

的影响对于整个蠕变过程影响几乎可以忽略。

7xxx 铝合金的主要强化相为 η' (Mg_2Zn)，其脱溶顺序一般为^[16-18]: $\alpha(Al)$ 过饱和固溶体 \rightarrow GP 区 $\rightarrow\eta'$ $\rightarrow\eta$ ，其中 η' 为过渡相， η 为平衡相。图 9(a)、(b)、(c)分别为弯曲半径为 1000 mm 的试样在 150℃温度下蠕变时效 8 h、32 h 后与人工时效 32 h 后的 TEM 显微照片。时效 8 h 在 $\langle 111 \rangle Al$ 晶带轴衍射花样下沿 $\{111\}$ 方向观察到 $1/3$ 和 $2/3 \{220\} Al$ 的衍射斑点，同时在 $1/3$ 和 $2/3 \{220\} Al$ 位置沿 $\{111\}$ 方向出现较强的芒线，这些是 η' 相的衍射特征，说明基体中的沉淀相主要为 η' 相；时效到 32h 时，在 $\{220\} Al$ 晶面的 $2/3$ 处可以看到两点分离的衍射斑点，说明基体沉淀相开始出现平衡相 η 相。从图 9(a)可见弯曲半径为 1000 mm 的蠕变时效试样在 150℃温度下时效 8 h 的析出相粒子十分细小且分布致密，蠕变时效至 32 h 时(如图 9(b))已经较明显地长大。对比图 9(b)和(c)可见，蠕变试样的析出相粒子尺寸与粒子间距均要小于人工时效试样，根据公式(4)可知，弯曲蠕变试样的时效强化效果要大于人工时效试样，这与表 2 中的结果正好相符。

6. 结论

基于单曲率蠕变时效装置，进行了一系列蠕变时效成形试验。并结合相关理论模型分析了成形试样的回弹规律、材料性能和微观结构特征，以及三者间的联系。得到了以下结论：

1) 影响 7475 铝合金单曲率蠕变时效成形试样的回弹与性能的外部因素为温度、时间和弯曲半径；材料内部因素则主要为析出相的大小与密度。

2) 回弹量随着弯曲半径的减小和时效时间的延长而降低，在试样的弯曲半径相同的情况下，时效温度的升高可以较明显地减小回弹。

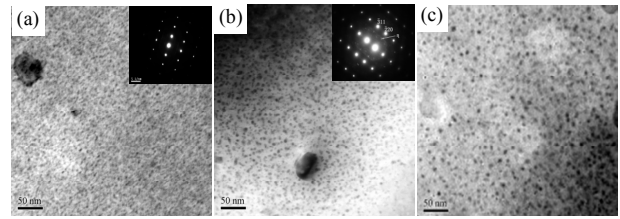


Figure 9. TEM micrographs of 7475 ageing at 150℃ with different time and artificial ageing under 1000 mm radius (a) Intragranular precipitates of 8 h/1000 mm; (b) Intragranular precipitates of 32 h/1000 mm; (c) Intragranular precipitates of 32 h/artificial ageing

图9. 7475铝合金1000 mm弯曲半径150℃不同时效时间与人工时效的TEM显微组织 (a) 8 h/1000mm晶内析出相; (b) 32 h/1000mm晶内析出相; (c) 32 h/artificial ageing晶内析出相

3) 弯曲蠕变时效后的 7475 铝合金试样比人工时效试样具有较高的屈服强度和抗拉强度，延伸率则低于人工时效试样。随着弯曲半径的增大，屈服强度和抗拉强度均呈现出先增后减的规律，在弯曲半径为 1200 mm 附近存在峰值。

4) 弯曲蠕变时效试样的晶粒尺寸和形状与人工时效试样无明显区别，其析出相尺寸和粒子间距则要小于人工时效试样。

参考文献 (References)

- [1] M. C. Holman. Autoclave age forming large aluminum aircraft panels. Mechanical Working and Technology, 1989, 20(9): 477-488.
- [2] P. P. Jeunechamps, K. C. HO and J. Lin. A closed form technique to predict springback in creep age-forming. International Journal of Mechanical Sciences, 2006, 48(6): 621-629.
- [3] A. W. Zhu, E. A. Starke Jr. Stress aging of Al_xCu alloys; experiments. Acta Mater, 2001, 49(4): 285-295.
- [4] L. H. Zhan, J. G. Lin and T. A. Dean. A review of the development of creep age forming: Experimentation, modelling and applications. International Journal of Machine Tools and Manufacture, 2011, 51(1): 1-17.
- [5] 韩志仁, 桂根, 张凌云. 飞机大型蒙皮制造技术现状分析[J]. 沈阳航空工业学院学报, 2008, 25(3): 1-5.
- [6] K. C. Ho, J. Lin and T. A. Dean. Constitutive modelling of primary creep for age forming an aluminium alloy. Journal of Materials Processing Technology, 2004, 153-154: 122-127.
- [7] 周亮, 邓运来, 晋坤. 预处理对 2124 铝合金板材蠕变时效微结构与力学性能的影响[J]. 材料工程, 2010, 2: 81-96.
- [8] S. C. Wang, M. J. Starink. Precipitates and intermetallic phases in precipitation hardening $Al-Cu-Mg-(Li)$ based alloys. International Materials Reviews, 2005, 50(4): 193-215.
- [9] D. Bakavos, P. B. Prangnell and R. Dif. A comparison of the effects of ageforming on the precipitation behaviour in 2xxx, 6xxx and 7xxx Aerospace Alloys. Institute of Materials Engineering Australasia Ltd, 2004: 124-131.
- [10] L. Huang, M. Wan and C. L. Chi. FEM analysis of spring-backs in age forming of aluminum alloy plates. International Materials Reviews, 2007, 20: 564-569.
- [11] L. H. Zhan, J. G. Lin and T. A. Dean. A review of the development of creep age forming: Experimentation, modelling and applications. International Journal of Machine Tools and Manufacture, 2011, 51(1): 1-17.

- [12] S. Spigarella, M. El Mehtedi. Microstructure-related equations for the constitutive analysis of creep in magnesium alloys. *Scripta Materialia*, 2009, 61(7): 729-732.
- [13] 周贤宾, 常和生, 戴美云. 时效应力松弛校形原理及其在蒙皮制造中的运用[J]. *北京航空航天大学学报*, 1992, 2: 81-96.
- [14] 宁爱林, 刘志义, 冯春等. Al-Zn-Mg-Cu 合金组织和电导率及抗应力腐蚀性能研究[J]. *材料热处理学报*, 2008, 2: 65-71.
- [15] 赵飞, 周文龙, 孙中刚. 不同预弯半径下 2A12 铝合金时效成形[J]. *中国有色金属学报*, 2011, 2: 303-310.
- [16] X. M. Li, M. J. Starink. Identification and analysis of intermetallic phases in overaged Zr-containing and Cr-containing Al-Zn-Mg-Cu alloys. *Journal of Alloys and Compounds*, 2011, 509(2): 471-476.
- [17] Y. H. Zhao, X. Z. Liao and Z. Jin. Microstructures and mechanical properties of ultrafine grained 7075 Al alloy processed by ECAP and their evolutions during annealing. *Acta Materialia*, 2004, 52: 4589-4599.
- [18] X. J. Jiang, B. N. B. Holme. Differential scanning calorimetry and electron diffraction investigation on low-temperature aging in Al-Zn-Mg alloys. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2000, 31(2): 339-348.