

# 预处理对Al-Mg-Si合金蠕变时效行为及力学性能的影响

罗书径<sup>1,2,3</sup>, 邓运来<sup>1,3</sup>, 戴青松<sup>1,3</sup>, 王宇<sup>1,3</sup>

<sup>1</sup>中南大学材料科学与工程学院, 湖南 长沙

<sup>2</sup>湖南省产商品质量监督检验研究院, 湖南 长沙

<sup>3</sup>高性能复杂制造重点实验室, 湖南 长沙

Email: 910197@qq.com, luckdeng@csu.edu.cn, 244034502@qq.com, wangyu19890402@163.com

收稿日期: 2020年12月19日; 录用日期: 2021年1月19日; 发布日期: 2021年1月27日

## 摘要

本文采用了蠕变曲线测试、室温拉伸及透射电镜等方法研究了不同预处理工艺(120℃/3 h预时效、5%预拉伸)对Al-Mg-Si合金在75 MPa/175℃条件下蠕变时效行为及其最终力学性能的影响。结果表明, 引入预处理工艺能降低Al-Mg-Si合金的稳态蠕变速率和蠕变应变量; 经7 h蠕变时效后, 分别引入预时效和预拉伸后, 试样的屈服强度分别较未作预处理的试样分别提高了16.2%、29.5%。透射电镜显微组织研究表明, 预处理既能提高Al-Mg-Si合金中析出相的分布密度, 同时又能消减合金在蠕变时效过程中产生的应力位向效应。本文的研究结果可为进一步提升Al-Mg-Si合金强度的工艺开发提供参考。

## 关键词

Al-Mg-Si合金, 蠕变时效, 预处理, 应力位向效应

# Effects of Pre-Treatments on Creep Aging Behaviors and Mechanical Properties of Al-Mg-Si Alloy

Shujing Luo<sup>1,2</sup>, Yunlai Deng<sup>1,2</sup>, Qingsong Dai<sup>1,2</sup>, Yu Wang<sup>1,2</sup>

<sup>1</sup>School of Materials Science and Engineering, Central South University, Changsha Hunan

<sup>2</sup>Institute of Product Quality Supervision and Inspection of Hunan Province, Changsha Hunan

<sup>3</sup>State Key Laboratory of High Performance Complex Manufacturing, Changsha Hunan

Email: 910197@qq.com, luckdeng@csu.edu.cn, 244034502@qq.com, wangyu19890402@163.com

Received: Dec. 19<sup>th</sup>, 2020; accepted: Jan. 19<sup>th</sup>, 2021; published: Jan. 27<sup>th</sup>, 2021

## Abstract

Creep curves tests, tensile tests and transmission electron microscope (TEM) were conducted to study the effects of pre-treatments (120°C/3 h pre-aging, 5% pre-stretching) on the creep behaviors and mechanical properties of Al-Mg-Si alloy under condition of 75 MPa applied load and aging temperature 175°C in this paper. The results showed that the pre-treatments decreased the steady creep rate and creep strain of Al-Mg-Si alloy. After 7 h creep aging, the yield strengths of the pre-aged sample and pre-stretched sample were increased by 16.2%, 29.5%, respectively, when compared with the as-quenched sample. The results of TEM showed that the pre-treatments can increase the distribution density of the precipitates of Al-Mg-Si alloy, and can eliminate the stress orientation effect of the alloy during creep aging as well. The results of this paper can provide favorable guidance for developing process to further improve the strength of Al-Mg-Si alloys.

## Keywords

Al-Mg-Si Alloys, Creep Aging, Pre-Treatments, Stress Orientation Effects

Copyright © 2021 by author(s) and Hans Publishers Inc.

This work is licensed under the Creative Commons Attribution International License (CC BY 4.0).

<http://creativecommons.org/licenses/by/4.0/>



Open Access

## 1. 引言

Al-Mg-Si 合金虽然强度一般为 300 MPa 级,但由于其良好的耐腐蚀性能和优异的成形性能而广泛应用于交通领域。随着汽车工业的发展,汽车轻量化需求日益迫切,因此汽车工业界对如何进一步提升 Al-Mg-Si 合金强度十分关注[1] [2] [3]。为进一步提升 Al-Mg-Si 系列合金的强度,可以采取以下两方面的技术方案:一方面,以第二相强化为理论基础,采用合金化手段调控主、微合金化元素含量;另一方面,以析出强化为理论基础,调控时效工艺,提高时效强化效果[4] [5] [6]。

目前,通过合金化手段调控主、微合金元素以提高 Al-Mg-Si 合金强度的方法十分普遍,如提高 Mg、Si 元素含量、添加 Cu 元素、调控 Mn/Fe 元素配比等方案均可显著提高合金强度[5] [6] [7] [8]。然而,对于如何调控时效工艺提高 Al-Mg-Si 合金强度仅有少量报道。如文献[9]采用 T6I6 时效工艺协同提升了 Al-Mg-Si 合金强度和耐腐蚀性能等。此外,文献[10]初步探索了蠕变时效对 Al-Mg-Si 合金性能的影响,其研究发现,在适当的蠕变时效工艺下,Al-Mg-Si 合金强度显著提升,而在某些条件下合金中出现了,其析出相受外加应力的影响会产生择优析出的现象,即应力位向效应。然而,如何在进一步提升 Al-Mg-Si 合金强度抑制其蠕变时效过程中产生的应力位向效应的工艺方法未见文献报道。

因此,本文以某 Al-Mg-Si 合金为研究对象,引入预时效与预变形等预处理工艺,分别研究了不同预处理工艺对 Al-Mg-Si 合金蠕变时效行为及组织性能的影响规律与机理。本文的研究结果可为进一步提升 Al-Mg-Si 合金强度的工艺开发提供参考。

## 2. 试验方案

本文所研究的材料为某企业提供的 3 mm 厚 Al-Mg-Si 合金挤压型材,其化学成分如表 1 所示。从该型材上沿挤压方向取多个试样,同时对所有试样进行 530°C 保温 1 h 的固溶处理,随后立即采用室温水淬

火将试样冷却至室温。随后将所处理的试样平均分为 3 组, 其中第一组不进行任何预处理即进行蠕变时效(淬火态记为 WQ, 蠕变时效后记为 WQCA); 第二组在 120℃ 下保温 3 h 后进行蠕变时效(预时效态记为 PA、蠕变时效后记为 PACA); 第三组在预拉伸 5% 后进行蠕变时效(预拉伸态记为 PS、蠕变时效后记为 PSCA)。所有试样在蠕变时效过程中均加载 75 MPa, 时效温度为 175℃, 时效时间均为 7 h。蠕变时效试验在 RWS50 电子试验机上进行, 在试验过程中采用 0.2 μm 精度的光栅尺记录试样的蠕变应变量, 并绘制三组试样的蠕变曲线。

**Table 1.** The chemical compositions of the Al-Mg-Si extrusion in this paper (wt.%)

**表 1.** 本文所研究的 Al-Mg-Si 合金型材化学成分(wt.%)

元素	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Al
含量	0.52	0.13	0.001	0.22	0.58	0.12	Bal.

为观察预处理对 Al-Mg-Si 合金微观组织的影响, 同时分别记录三组试样在蠕变时效前的初始组织, 分别在预处理后的三组试样上取微观组织试样, 进行组织观察。同时在蠕变时效完成后, 在三组试样上分别取微观组织和力学性能试样, 进行最终状态的组织与性能检测分析。三组试样的光学金相试样经磨抛后采用采用 10% 氟硼酸、20 V 外加电压进行阳极覆膜。金相组织观察在 OLYMPUS GX71 型金相显微镜上进行, 通过调整偏光片, 选取合适的偏光程度对试样进行金相组织照片拍摄。透射电镜试样依次经人工减薄、机械减薄至 70~85 μm 后, 进行电解双喷减薄穿孔。双喷电解液配比为: 30% HNO<sub>3</sub> + 70% CH<sub>3</sub>OH, 电解电压为 25 V, 采用定时向电解槽中加入液氮的方法使电解温度维持在 -25℃ 左右。透射电镜组织分析在 FEI TECNAI G2 20 分析电镜上进行, 加速电压为 200 KV。

三组试样的硬度检测在华银 HV-3 小负荷硬度计上进行, 加载负荷为 30 kgf, 保荷时间为 15 s, 每个硬度结果取 5 次试验的平均值; 室温拉伸力学性能( $\sigma_b$ 、 $\sigma_{0.2}$  和  $\delta$ ) 在 DDL-100 万能电子试验机上测定值为 3 个试样的平均值, 夹头移动速率为 2 mm/min, 试样原始标距为 35 mm。

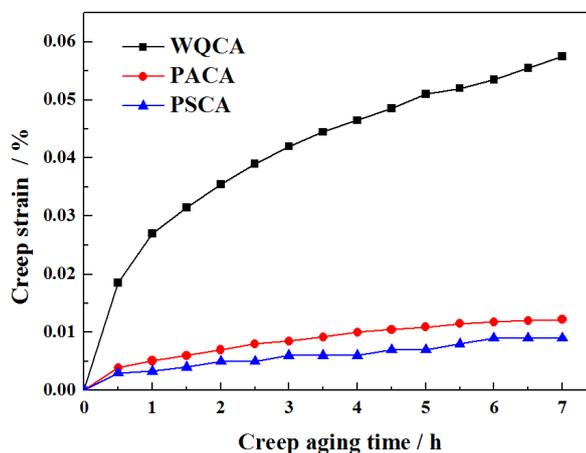
### 3. 试验结果

#### 3.1. 蠕变时效行为

图 1 为不同预处理工艺试样在 75 MPa/175℃ 的蠕变时效条件下的蠕变变形曲线。从图中可见, 在 75 MPa/175℃ 条件下蠕变时效 7 h 后, 三种试样产生的蠕变变形量具有显著差别。其中 WQCA 试样的变形量最大, 其蠕变变形量约 0.06%, 而 PACA 试样和 PSCA 试样的变形量均低于 0.01%。此外, 从蠕变曲线上还可看出当时效时间超过 1.5 h 后, 三种试样的蠕变曲线近似于直线。此结果表明, 在 1.5 h 后, 三种试样均达到稳态蠕变阶段, 相应的稳态蠕变速率即可用该阶段曲线的斜率进行描述。因此, 从图中可见 WQCA 试样的斜率最大, 其稳态蠕变速率最大, 而 PACA 和 PSCA 试样稳态蠕变阶段的曲线较为平缓, 其稳态蠕变速率显著低于 WQCA 试样。形成此结果主要原因是预处理工艺差异引起的三种试样合金抗蠕变性能差异, 其机理将在 4.1 中进行分析。

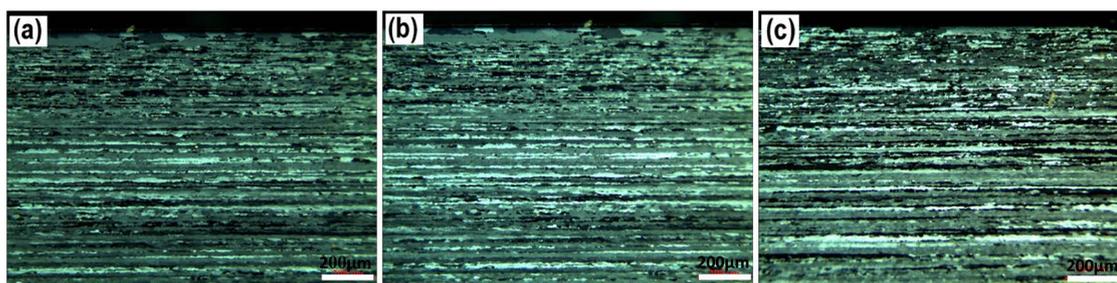
#### 3.2. 微观组织

图 2 为三种试样的光学金相组织。从图中可见, 三种试样的晶粒组织均由表层粗晶层和次表层挤压纤维组织构成, 其粗晶层厚度、晶粒尺寸等均无明显差异。此结果表明, 在经历相同的固溶淬火处理后, 尽管三种试样在蠕变时效前的预处理工艺不同, 尤其是 PSCA 试样进行了 5% 的预拉伸处理, 但预处理未明显改变合金的晶粒组织。



**Figure 1.** The creep curves of the different pre-treated samples under the condition of 75 MPa/175°C

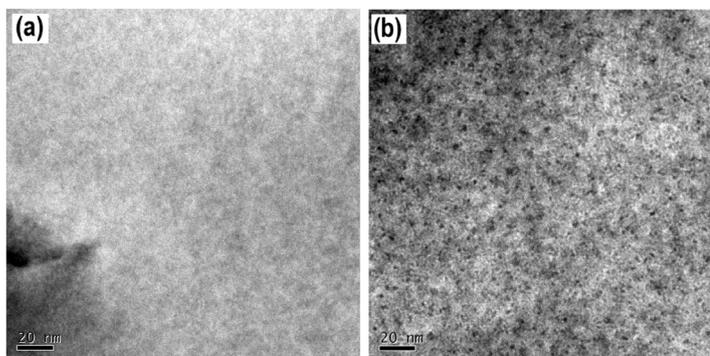
**图 1.** 不同预处理工艺试样在 75 MPa/175°C 条件下的蠕变曲线

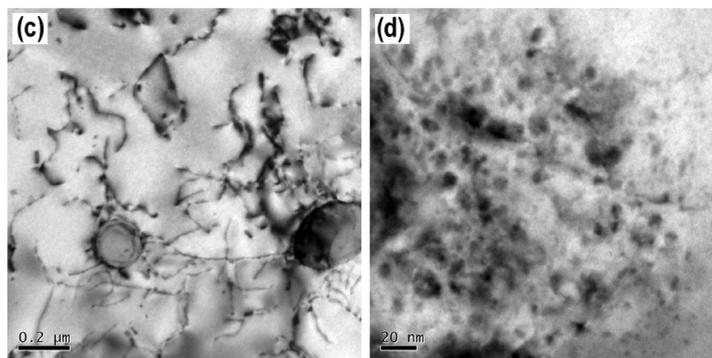


**Figure 2.** Optical micrographs of the different pre-treated samples: (a) WQCA; (b) PACA; (c) PSCA

**图 2.** 不同预处理试样的光学金相显微组织: (a) WQCA 试样; (b) PACA 试样; (c) PSCA 试样

图 3 为三种试样在经历不同预处理后的透射电镜显微组织。从图中可见，预处理对三种试样的透射电镜显微组织具有显著的影响。在蠕变时效前，WQ 试样在透射电镜视场上未观察到明显的析出相和位错等组织结构，图 3(a)所示的透射电镜视场仅为 Al 基体的视场，即 WQ 试样为过饱和固溶体状态；而 PA 试样中可见大量细小弥散的小点状粒子，其尺寸仅为几个纳米，此结构应为 GP 区或原子团簇，此结果表明试样在 120°C 下保温 3 h 并未析出呈针状的  $\beta''$  析出相；而 PS 试样经过 5% 预拉伸后，试样在较低的放大倍数下即可见大量的位错，将视场局部放大后一些在较低放大倍数下不可见的位错及位错缠结现象。三种预处理试样的观察结果表明，WQ 试样呈过饱和固溶体状态，而经过预时效的 PA 试样则形成了明显的 GP 区或原子团簇，而经过预拉伸的 PS 试样则引入了大量的位错。

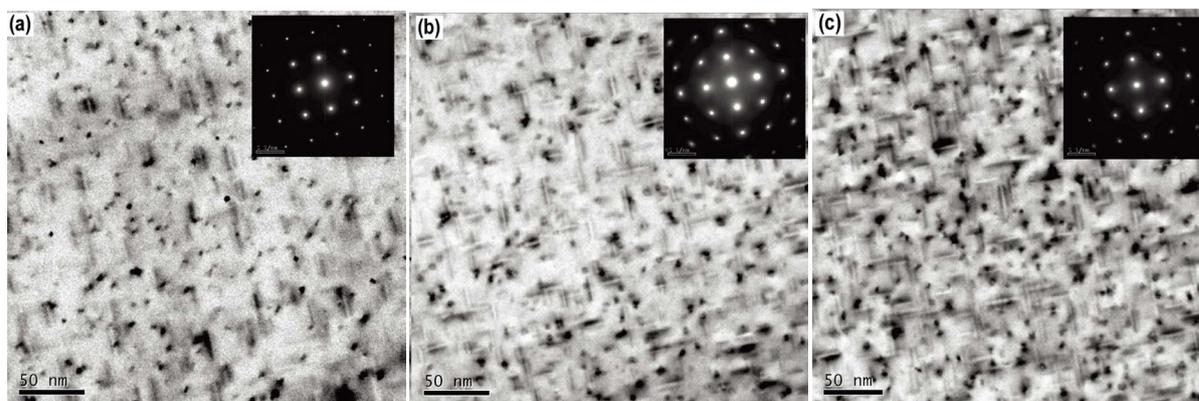




**Figure 3.** TEM micrographs of the different pre-treated samples before creep aging: (a) WQ; (b) PA; (c) PS

**图 3.** 蠕变时效前不同预处理试样的透射电镜显微组织: (a) WQ; (b) PA; (c) PS

图 4 为不同预处理试样在 75 MPa/175°C 下蠕变时效 7 h 后的透射电镜显微组织。从图中可见, 三种试样晶内可见大量呈弥散分布的针状和圆点状析出相。然而, 不同试样中析出相的分布、密集程度具有显著差异。从图中可见, WQCA 试样中析出相呈两个方向分布, 结合试样的衍射花样可知, 表现为针状的析出相均分布于[100]Al 方向; 同时圆点状的析出相应为垂直于观察视场分布([001]Al)的针状析出相在观察视场上的横截面。而 PACA 和 PSCA 试样中的析出相均呈 3 个方向垂直析出, 在观察视场上表现为针状的析出相在[100]Al 和[010]Al 方向上均有分布, 且其数量差别不大。此结果表明, 在 75 MPa 的加载应力下, WQCA 试样中析出相的分布在[010]Al 方向受到了抑制, 即所谓的应力位向效应[10] [11] [12]; 而 PACA 及 PSCA 试样中均未出现这种应力位向效应。因此, 此结果进一步表明, Al-Mg-Si 合金在一定的应力下进行蠕变时效, 可能出现明显的应力位向效应, 而在适当的预处理条件下, 此应力位向效应又可避免。此外, PACA 和 PSCA 中析出相的分布密集程度均高于 WQCA 试样, 且 PSCA 试样中析出相分布最为密集。三种式样的析出相分布特征对合金的力学性能会产生显著的影响, 后续将结合力学性能作进一步分析。



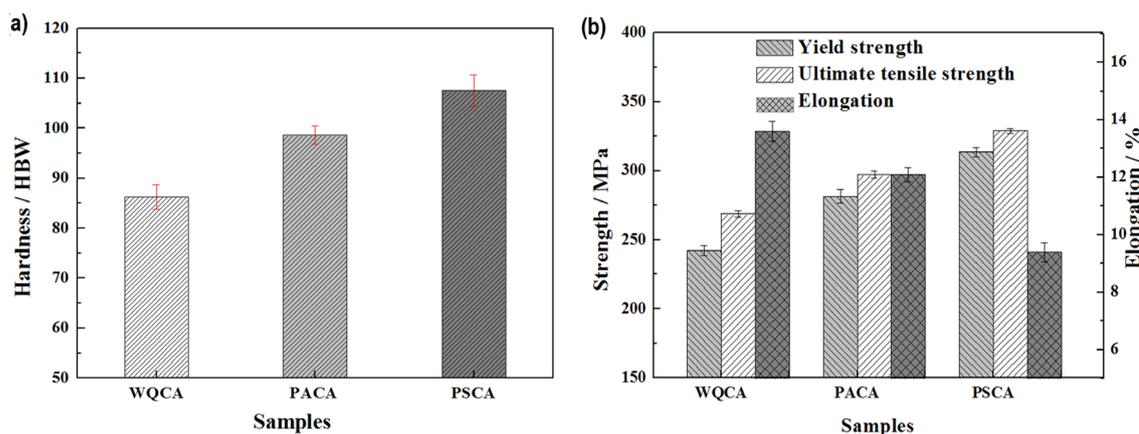
**Figure 4.** TEM micrographs of the different pre-treated samples after 7 h creep aging under the condition of 75 MPa/175°C: (a) WQCA; (b) PACA; (c) PSCA

**图 4.** 不同预处理试样在 75 MPa/175°C 下蠕变时效 7 h 后的透射电镜显微组织: (a) WQCA; (b) PACA; (c) PSCA

### 3.3. 力学性能

经 75 MPa/175°C 下蠕变时效 7 h 后, 分别在不同预处理的蠕变时效态试样上取样进行硬度和拉伸性

能检测, 所得结果如图 5 所示。从图中可见, 经预处理的 PACA 试样和 PSCA 试样硬度均比未经预处理的 WQCA 试样高, 如图 5(a)所示。其中, WQCA 试样的硬度约为 86.3 HBW, 相比之下, PACA 和 PSCA 试样的硬度分别提高约 14.4%、24.7%。从拉伸性能上来看, 相应的强度变化趋势与硬度变化趋势相同, 在三种试样中, WQCA 试样屈服强度最低, 约为 242 MPa, 而 PACA 和 PSCA 试样屈服强度与 WQCA 试样相比分别提高约 16.2%、29.5%。然而, WQCA 试样的断后伸长率在三种试样中最高, 约为 13.6%, PACA 试样的断后伸长率与 WQCA 相比略微降低, 约为 12.1%, 而 PSCA 试样的断后伸长率最低, 仅约为 9.4%。上述结果表明, 在相同蠕变时效工艺下, 预处理能显著提高合金强度, 但降低了试样的断后伸长率。综合强度与伸长率来看, 在本文的试验条件下, 在采取 120℃/3h 的预时效工艺能较好地综合 Al-Mg-Si 合金的强韧性。



**Figure 5.** Mechanical properties of the different pre-treated samples after 7 h creep aging under the condition of 75 MPa/175°C: (a) Hardness; (b) Tensile properties

**图 5.** 不同预处理试样在 75 MPa/175°C 下蠕变时效 7 h 后的力学性能: (a) 硬度; (b) 拉伸性能

## 4. 分析与讨论

### 4.1. 预处理对 Al-Mg-Si 合金蠕变时效行为的影响

一般认为, 合金的塑性变形主要取决于在外加应力的作用下其内部产生的位错运动(如位错滑移、攀移等)。在外加载荷下, 合金中开启大量位错, 这些位错在其滑移面上运动, 从而开启相应滑移系, 因而使得合金产生塑性变形[13]。尽管在低于合金屈服强度的外加应力下, 由于温度场的作用, 使得合金中位错运动加剧, 合金也会产生缓慢的塑性变形的现象, 即蠕变变形。因此, 在蠕变时效过程中, 蠕变变形量及其变形速率也取决于合金中的位错运动。

从 3.1 中的研究结果可见, 引入预处理的 PACA 和 PSCA 试样在蠕变变形量和应变速率上均低于 WQCA 试样。一方面, 从宏观上来看, 由于引入了预处理, 在蠕变时效前, PA 试样和 PS 试样强度均较 WQ 试样高, 在相同外加应力和温度场的作用下, PACA 试样和 PSCA 试样中开启位错的难度较 WQCA 试样高; 另一方面, 从微观上来看, 经预处理后, PA 试样中可见大量细小的时效早期析出相(如图 3(b)所示), 尽管这些析出相尺寸较为细小, 但对试样中的位错运动也存在明显的阻碍作用, 而 PS 试样中可见大量位错, 这些位错相互缠结, 如图 3(c)、图 3(d)所示, 要加剧这些位错和位错缠结的运动需要更大的外加应力。总之, 在引入预处理后, 无论从宏观上还是微观上来分析, PA 和 PS 试样抵抗蠕变变形的能力均比 WQ 试样更强。因此在本文的试验条件下, 无论是最终蠕变应变量和稳态蠕变速率, PACA 和 PSCA 试样均比 WQCA 试样低。

## 4.2. 预处理对 Al-Mg-Si 合金蠕变时效后组织性能的影响

一般地,在相同合金成分和时效工艺下,时效态合金的最终析出相微观组织取决于合金的初始组织状态。因此,不同的初始组织状态必然会引起相应蠕变时效态试样中的析出特征出现明显的差异。从图 4 中可见,这些差异表现为两个方面。一方面,分别经预时效和预变形的 PACA 和 PSCA 试样析出相的析出分布密度显著大于未经预处理的 WQCA 试样;另一方面,WQCA 试样在 75 MPa/175℃时效 7 h 后出现了择优析出的现象,而经预处理后的 PACA 和 PSCA 试样中这种现象不明显。

在本文的试验条件下,由于引入的预处理工艺不同,三种试样在蠕变时效前的组织状态也具有明显差别。从图 3 中可以看出,未进行预处理的 WQ 试样为过饱和状态,进行 120℃/3h 的 PA 试样中可见大量尺寸在几纳米的早期析出相,而进行 5% 预拉伸的 PS 试样中可见大量的位错。这些纳米级的早期析出相和预拉伸引入的大量位错均能为析出相的形核提供形核位置[14] [15] [16]。因此,引入预处理的 PACA 和 PSCA 试样中析出相的形核位置显然会比未经预处理的 WQCA 试样多,因此其析出相分布明显较为密集。此外,大量文献报道[10] [11] [12],主要强化析出相呈针状或杆状的合金,在蠕变时效过程中,其析出相受外加应力的影响会产生择优析出的现象,即应力位向效应。从图 4(a)中可见,WQCA 试样中即发生了明显的应力位向效应。然而,当引入预处理后,PACA 和 PSCA 试样由于纳米级早期析出相和大量位错的存在,析出相优先从这些点位形核。由于形核点位固定,即使在一定的外加应力下这些析出相优先形核的位置也不会发生变化,因此,在 PACA 和 PSCA 试样中应力位向效应不明显。因此,从本文的试验结果来看,引入适当的预处理工艺能消减 Al-Mg-Si 合金在蠕变时效过程中的应力位向效应。

在相同的合金成分、晶粒尺寸和时效工艺下,合金的力学性能主要受析出相尺寸、分布密度及位错密度等因素的影响。析出相尺寸越细小、分布越密集、位错密度越大,合金强度越高,相应地其断后伸长率越小。从图 4 所示的结果来看,三种试样中析出相尺寸未见明显差异,然而,WQCA 试样中析出相分布密度最低,因此其强度最低,同时其伸长率最高。PACA 试样中析出相分布密度较 WQCA 试样高,其强度也相应较高;而 PSCA 试样中析出相分布密度最高,同时由于该试样经 5% 的预拉伸变形,其加工硬化程度也最高,因此其强度在三种试样中最高,同时其伸长率最低。

## 5. 结论

本文针对预时效和预拉伸对蠕变时效态 Al-Mg-Si 合金蠕变时效行为、微观组织与力学性能的影响进行了研究,得到如下结论。

- 1) 在 75 MPa/175℃条件下蠕变时效 7 h 的过程中,120℃/3 h 预时效与 5% 预拉伸等工艺降低了 Al-Mg-Si 合金的稳态蠕变速率和蠕变变形量,原因在于预处理的引入,提高了合金抵抗蠕变变形的能力;
- 2) 在本文的试验条件下,120℃/3 h 预时效与 5% 预拉伸等工艺提高了 Al-Mg-Si 合金中析出相的分布密度,从而提升了蠕变时效态合金的强度。引入预时效的 PACA 试样和预拉伸的 PSCA 试样的屈服强度分别较未作预处理的 WQCA 试样提高了 16.2%、29.5%。
- 3) 引入适当的预处理工艺既能提高 Al-Mg-Si 合金强度,同时又能消减 Al-Mg-Si 合金在蠕变时效过程中的应力位向效应。在本文的试验条件下,未作预处理的 WQCA 试样中出现了明显的应力位向效应,而经预处理的 PACA 和 PSCA 试样中该现象不明显。

## 基金项目

国家市场监督管理总局科技计划项目,2019MK061。

国家重点研发专项计划,2016YFB0300901。

## 参考文献

- [1] 邓运来, 张新民. 铝及铝合金材料进展[J]. 中国有色金属学报, 2019, 29(9): 2115-2141. <http://dx.chinadoi.cn/10.19476/j.ysxb.1004.0609.2019.09.14>
- [2] He, G.Z. and Liu, C.Q. (2015) Development and Selection of Aluminum Alloy MU Bodymaterials. *Welding & Joining*, No. 1, 13-16+70.
- [3] Srivatsan, T.S. and Vasudevan, S. (2007) The Science, Technology, and Applications of Aluminum and Aluminum Alloys. *Materials Engineering*, **4**, 35-72.
- [4] Zajac, S., Gullman, L., Johansson, A. and Bengtsson, B. (1996) Hot Ductility of Some Al-Mg-Si Alloys. *Mater. Sci. Forum*, **272**, 1193-1198. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.217-222.1193>
- [5] Chen, D.W., Li, F.Q., Li, F.L., *et al.* (2014) Effect of Chemical Compositions and Homogenization Treatment on the Coarse Grain Ring of 6061 Aluminum Alloy Bars. *Light Alloy Fabrication Technology*, **42**, 47-50.
- [6] Wang, X.F., Guo, M.X. and Luo, J.R., Zhu, J., Zhang, J.S. and Zhuang, L.Z. (2017) Effect of Zn on Microstructure, Texture and Mechanical Properties of Al-Mg-Si-Cu Alloys with a Medium Number of Fe-Rich Phase Particles. *Materials Characterization*, **134**, 123-133. <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2017.10.012>
- [7] Nils Ryum, L. (2000) Precipitation of Dispersoids Containing Mn and/or Cr in Al-Mg-Si Alloys. *Materials Science & Engineering A*, **283**, 144-152. [https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(00\)00734-6](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(00)00734-6)
- [8] Kolobnev, N.L., Khokhlatova, L.B. and Ryabov, D.K. (2012) Structure, Properties and Application of Alloys of the Al-Mg-Si-(Cu) System. *Metal Science & Heat Treatment*, **53**, 440-444. <https://doi.org/10.1007/s11041-012-9412-8>
- [9] 李海, 潘道召, 王芝秀, 郑子樵. T616 时效对 6061 铝合金拉伸及晶间腐蚀性能的影响[J]. 金属学报, 2010, 46(4): 494-499.
- [10] 邓运来, 单彪, 张劲, 王宇, 张书. 拉应力对 6N01 铝合金蠕变时效组织与性能的影响[J]. 中南大学学报(自然科学版), 2018, 49(6): 58-65. <http://dx.chinadoi.cn/10.11817/j.issn.1672-7207.2018.06.007>
- [11] 赵建华, 陈泽宇, 李思宇, 等. 初始状态对 2124 铝合金蠕变时效行为与力学性能的影响[J]. 材料工程, 2012(10): 63-67. <http://dx.chinadoi.cn/10.3969/j.issn.1001-4381.2012.10.014>
- [12] 邓运来, 周亮, 晋坤, 等. 2124 铝合金蠕变时效的微结构与性能[J]. 中国有色金属学报, 2010, 20(11): 2106-2111.
- [13] 王祝堂, 田荣璋. 铝合金及其加工手册[M]. 长沙: 中南大学出版社, 1999.
- [14] Zhen, L. and Kang, S.B. (1997) The Effect of Pre-Aging on Microstructure and Tensileproperties of Al-Mg-Si Alloys. *Scripta Materialia*, **36**, 1089-1094. [https://doi.org/10.1016/S1359-6462\(96\)00487-3](https://doi.org/10.1016/S1359-6462(96)00487-3)
- [15] Ji, X.K., Zhang, H., Luo, S., Jiang, F.L. and Fu, D.F. (2016) Microstructures and Properties of Al-Mg-Si Alloy Overhead Conductor by Horizontal Continuous Casting and Continuous extrusion Forming Process. *Materials Science & Engineering: A*, **649**, 128-134. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2015.09.114>
- [16] Cui, L., Guo, M., Peng, X., *et al.* (2015) Influence of Pre-Deformation on Theprecipitation Behaviors of Al-Mg-Si-Cu Alloy for Automotive Application. *Acta Metallurgica Sinica*, **51**, 289-297.