

# 应变率对 Al-7.0Si-0.3Mg 合金室温及低温组织与力学性能的影响

石皋莲, 马广辉, 耿哲, 丁云鹏, 刘海, 金玉静

(苏州工业职业技术学院, 江苏苏州 215104)

**摘要:** 为了研究应变率对 Al-7.0Si-0.3Mg 合金在室温和低温的组织与力学性能的影响, 对 Al-7.0Si-0.3Mg 合金分别在室温 (20 °C) 和低温 (-60 °C) 环境下应变率范围为  $1.4 \times 10^{-4} \sim 1.4 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$  的拉伸力学性能进行研究, 分析断裂微观组织形貌, 揭示合金断裂失效机理。结果表明: 应变速率由  $1.4 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$  到  $1.4 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$  时, Al-7.0Si-0.3Mg 合金的抗拉强度和屈服强度升高, 而伸长率下降。合金的抗拉强度和伸长率受温度的影响逐渐减弱。当应变速率为  $1.4 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$  时, Al-7.0Si-0.3Mg 合金的断口沿 45° 最大切应力方向扩展。当应变率升高或温度环境降低时, 裂纹扩展路径由 45° 最大切应力方向向水平方向转变, 呈现锯齿状分布, 且温度越低锯齿状越崎岖。Al-7.0Si-0.3Mg 合金在塑性变形过程中位错会形成 Frank-Read 位错源。低温环境和基体缺陷的共同作用将加速大量裂纹的萌生与扩展, 从而降低 Al-7.0Si-0.3Mg 合金的力学性能。

**关键词:** 低应变率; 低温环境; Al-7.0Si-0.3Mg 合金; 断裂失效

## 作者简介:

石皋莲(1967-), 女, 教授, 主要研究方向为精密制造技术和摩擦学等。E-mail: shigaolian@163.com

## 通讯作者:

马广辉, 男, 博士。E-mail: magh\_@126.com

中图分类号: TG146.21

文献标识码: A

文章编号: 1001-4977(2022)

10-1240-05

## 基金项目:

2021 年江苏省高等学校自然科学研究面上项目 (21KJB430006); 苏州工业职业技术学院科研启动费项目 (2019kyqd004)。

收稿日期:

2022-04-01。

Al-Si 系合金因具有铸造性能优良、耐磨损和低热膨胀系数等优点, 被广泛应用于高压开关和高铁等行业领域, 这使得 Al-Si 系合金的使用要求也在不断提高, 尤其在我国北方寒冷地区。低温条件下, Al-Si 系合金会不可避免的产生冷缩现象, 并且由于 Al-Si 合金中 Al 基体的热膨胀系数与 Si 相的热膨胀系数具有较大差异, 致使同等温度环境下两者的冷缩变形差异较大, 从而产生较大的内应力, 这使得 Al-Si 系合金在低温环境下的力学性能与纯铝完全不同<sup>[1-3]</sup>。

室温条件下, 在亚共晶 Al-Si 合金的拉伸过程中, 由于 Al 基体变形时会增加对共晶 Si 相的应力作用, 从而导致 Si 相失效断裂, 最终诱发裂纹导致其合金强度和塑性的下降<sup>[4-6]</sup>。此外, 影响 Si 相断裂的主要因素有 Si 相的尺寸、长宽比和 Si 相的分布情况。然而, 在低温环境下, 由于 Mg<sub>2</sub>Si, Al<sub>2</sub>Cu 和  $\beta$ -Fe 等第二相对亚共晶 Al-Si 合金在不同温度下的作用和影响规律不同, 导致 Al-Si 系合金的抗拉强度会随着温度的降低而明显增加<sup>[7-8]</sup>。与之相反, Al-Si 系合金的塑性会随着温度的降低而降低, 而且该现象与热处理无关<sup>[9-10]</sup>。可见, 关于 Al-Si 系合金在低温环境下的研究主要集中于静态力学性能与组织演变规律的研究, 而对于应变率对低温环境下 Al-Si 系合金力学性能影响以及组织演变规律的研究仍然较少。因此, 本文以 Al-7.0Si-0.3Mg 合金为研究对象, 研究应变速率对 Al-7.0Si-0.3Mg 合金室温和低温力学性能的影响规律, 分析了低温环境下 Al-7.0Si-0.3Mg 合金的失效机理, 这对 Al-Si 系合金的进一步扩大应用具有重要的实际意义。

## 1 试验材料与方法

本文所用 Al-Si-Mg 合金化学成分见表 1。合金的熔炼温度为 730 °C, 先将纯铝熔化, 随后加入 Si 和 Mg 的中间合金, 变质处理采用 Al-Sr 中间合金。保护气体为氩气, 经精炼搅拌后采用重力浇注的方式制作坯料试样。按照国标 GB/T 13239—2006 和航空标准 HB 5214—96 制作拉伸试样, 其尺寸如图 1 所示。在配备液氮冷却低温保温箱

表1 合金的化学成分  
Table 1 Chemical compositions of the alloys

合金	Si	Mg	Ti	Fe	Cu	Zn	Al	$w_B/\%$
Al-1Si-0.3Mg	0.916	0.348	0.137	0.171	0.008	0.011	余量	
Al-7.0Si-0.3Mg	6.5~7.5	0.25~0.45	<0.2	<0.2	<0.02	<0.02	余量	

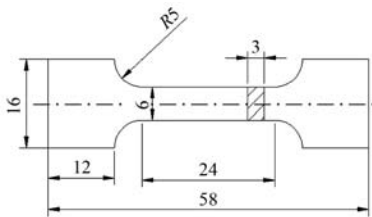


图1 拉伸试样形状与尺寸

Fig.1 Shape and dimension of the tensile samples

的CSS-55100万能试验机上进行拉伸试验，低温保温时间为15 min，拉伸速率分别为0.2 mm/min、2 mm/min、20 mm/min和200 mm/min。为了保证试验的准确性，每组试验重复3次取平均值。

## 2 试验结果

### 2.1 应变率对力学性能的影响

图2所示为Al-7.0Si-0.3Mg合金在应变速率范围

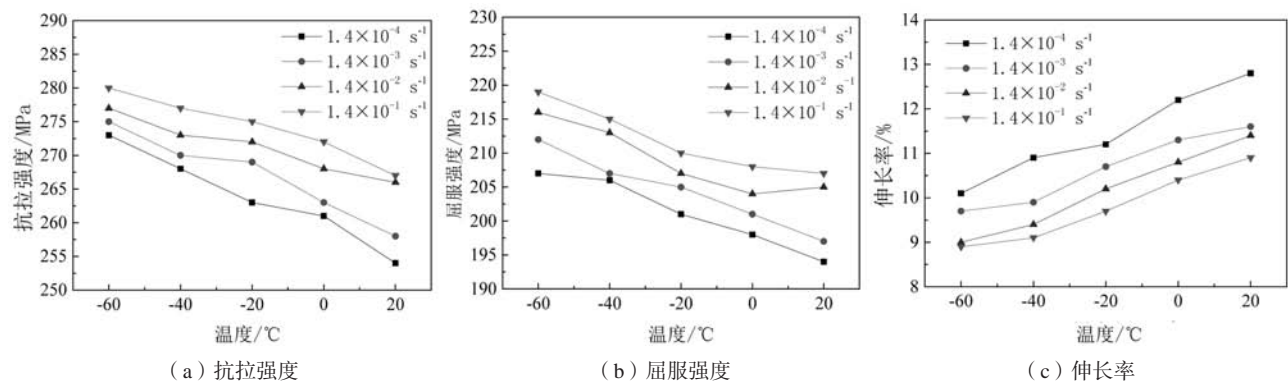


图2 应变速率对Al-7.0Si-0.3Mg合金拉伸性能的影响

Fig. 2 Tensile properties of the Al-7.0Si-0.3Mg alloy at different strain rates

### 2.2 应变率对断口形态的影响

图3为Al-7.0Si-0.3Mg合金在不同应变速率和温度下拉伸断口附近组织。由图3a和图3b可知，当应变速率为 $1.4 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 时，Al-7.0Si-0.3Mg合金的断口沿 $45^\circ$ 最大切应力方向扩展。这说明应变速率较低时，Al-7.0Si-0.3Mg合金中的位错具有足够的时间充分利用热激活能产生运动，从而降低Si相和基体缺陷分布等造成的应力集中对位错运动的阻碍作用。随着应变率的增加，即应变率范围为 $1.4 \times 10^{-3} \sim 1.4 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$ 时，Al-7.0Si-0.3Mg合金的变形时间缩短，无法充分利用热激活能推动位错运动，致使组织中的Si相和基体缺陷分布等对合

$1.4 \times 10^{-4} \sim 1.4 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$ 之间的拉伸力学性能随温度变化曲线。显然，低应变速率下Al-7.0Si-0.3Mg合金的抗拉强度与温度反相关，即随着温度的降低，Al-7.0Si-0.3Mg合金的抗拉强度明显升高，如图2a所示。当应变率提升后，Al-7.0Si-0.3Mg合金的抗拉强度也具有明显的升高。此外，Al-7.0Si-0.3Mg合金的屈服强度与抗拉强度的变化规律比较接近，如图2b所示。由图2c可知，低应变速率下Al-7.0Si-0.3Mg合金的伸长率与温度正相关，即随着温度的降低，Al-7.0Si-0.3Mg合金的伸长率也明显降低。同时，当应变率提升后，Al-7.0Si-0.3Mg合金的伸长率明显降低。当温度不变时，应变速率的升高会增强Al-7.0Si-0.3Mg合金的抗拉强度和屈服强度，这说明Al-7.0Si-0.3Mg合金在 $20 \sim -60 \text{ }^\circ\text{C}$ 条件下具有正的应变速率敏感性。然而，相同温度条件下，应变率的升高抑制了Al-7.0Si-0.3Mg合金的伸长率。这说明较高应变速率会诱发Al-7.0Si-0.3Mg合金的组织进行非均匀变形，在提高合金强度的同时抑制合金的塑性。

金位错运动产生较大影响，宏观组织表征显示为裂纹由 $45^\circ$ 最大切应力方向向水平方向转变，且呈现锯齿状分布，如图3c-h。在同一应变率条件下，与 $20 \text{ }^\circ\text{C}$ 的室温相比， $-60 \text{ }^\circ\text{C}$ 的低温条件下Al-7.0Si-0.3Mg合金的断口路径更加崎岖（见图3中箭头），这说明应变率的升高和温度的降低都会导致裂纹扩展路径的改变。

## 3 分析与讨论

### 3.1 应变率和温度对合金的失效影响

Al-7.0Si-0.3Mg合金在变形过程中，随着应变率的增加，变形时间相对减少。这将导致两方面的结果<sup>[11-14]</sup>：

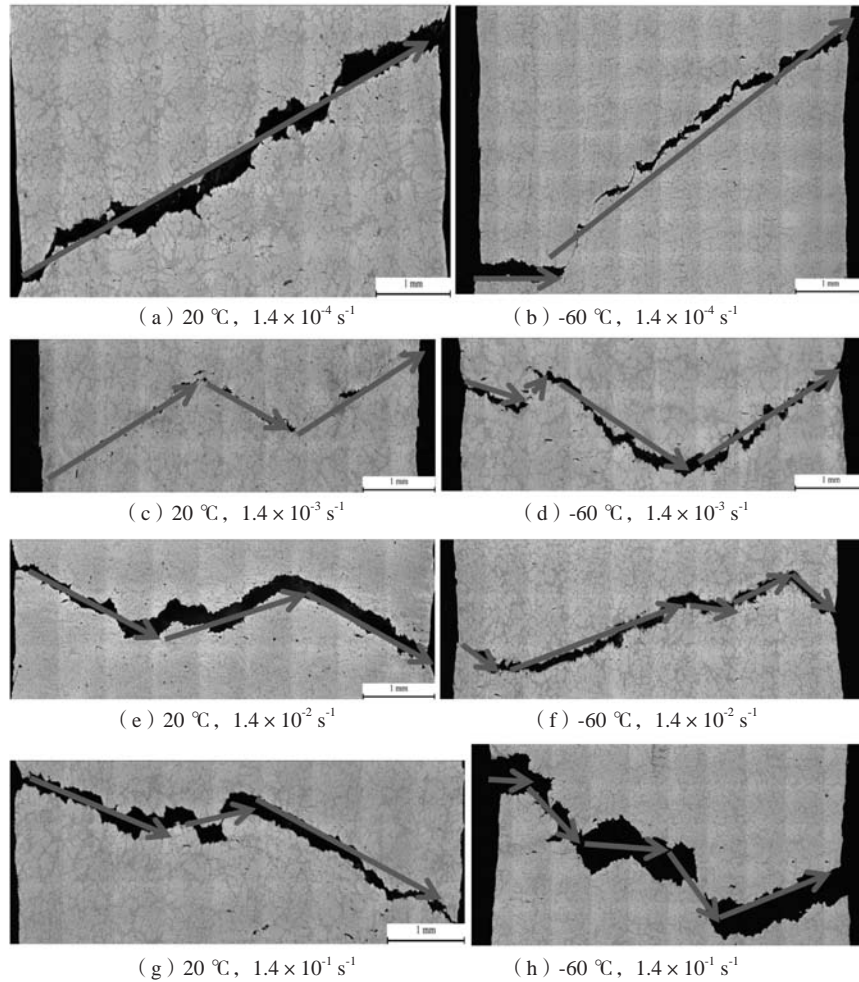


图3 不同应变速率下Al-7.0Si-0.3Mg合金断口附近组织

Fig. 3 Fracture microstructures of the Al-7.0Si-0.3Mg alloy at different strain rates

一方面, 变形时间的缩短会造成单位时间内位错密度的增加, 从而促使合金出现加工硬化的作用, 最终材料的流变应力增高; 另一方面, 塑性变形过程中位错和攀移运动时间的减小, 会抑制材料的动态软化过程。当合金变形的环境温度降低时, 合金内部位错运动阻力相应升高, 同时合金的热激活能明显下降, 在较低的应变速率下, 位错运动所受到的热激活作用较少, 需要克服的阻力较高, 铝基体必须通过增加外力的方式进行塑性变形。随着应变速率的增加, 位错运动的热激活作用效果进一步减弱。位错需要在更高的外加载荷作用下才能运动, 使合金的强度升高。

位错在热激活能的作用下克服短程阻力障碍的动力学机理可以由Arrhenius公式表示<sup>[15]</sup>:

$$\dot{\epsilon} = \dot{\epsilon}_0 \exp[-\Delta G/kT] \quad (1)$$

式中:  $\dot{\epsilon}$  为塑性形变速率;  $\dot{\epsilon}_0$  为常数;  $k$  为玻尔兹曼常数;  $\Delta G$  为有效激活能;  $T$  为温度。移动一个原子间距距离的位错所需激活能可表示为:

$$\Delta G = \frac{l}{2a} \Delta G_m \quad (2)$$

式中:  $a$  为一个原子间的距离;  $l$  为刃型位错线的长度, 且  $l=na$ ,  $n>2$ , 其中  $n$  为原子数量;  $\Delta G_m$  为位错临界激活能。宏观变形与位错运动之间存在Orowan关系:

$$\dot{\epsilon} = \rho_m b \bar{v} \quad (3)$$

式中:  $\rho_m$  为能够移动的位错密度;  $\bar{v}$  为位错移动的平均速率, 其中  $\bar{v} = \lambda v$ ,  $\lambda$  为位错的滑移距离。根据式(1)和式(2)可以计算出位错滑移的频率  $v$  ( $v_{\text{位}}$  为位错滑移频率):

$$v_{\text{位}} = v_0 \exp\left(-\frac{\Delta G}{kT}\right) \quad (4)$$

式中:  $v_0$  为位错震动频率, 金属中位错震动频率与原子震动频率相似, 且  $v_0 = \epsilon / \rho_m b \lambda$ 。根据式(2)和式(4)可以得出刃型位错在热激活作用下滑移的频率与空位热激活攀移频率的关系:

$$v_{\text{位}} = v_0 \left(1 - \frac{l}{2a}\right) \left(\frac{V_{\text{空}}}{Ax}\right)^{\frac{l}{2a}} \quad (5)$$

由式(5)可知, 当热激活能相同时, 位错滑移的频率和空位攀移的频率变化趋势是相同的, 然而金属自扩散系数由空位攀移的热激活能以及空位形成能



决定。此外，金属塑性变形行为不仅与位错滑移的热激活能有关，还与位错源启动时的热激活能有关。图4为Al-7.0Si-0.3Mg合金变形后的微观组织。显然，Al-7.0Si-0.3Mg合金的微观组织中有明显的Frank-Read位错源形貌，该形貌的特点为Frank-Read位错源向四周发射形成位错环形貌。这说明Al-7.0Si-0.3Mg合金在塑性变形过程中位错会在弥散强化相周围富集且互相缠结，形成高密度位错环。当塑性变形发生时，弥散分布的强化相对高密度位错环的运动起到钉扎作用形成Frank-Read位错源。当外载荷进一步增加时，在热激活能和外载荷的共同作用下，Frank-Read位错源启动并向四周

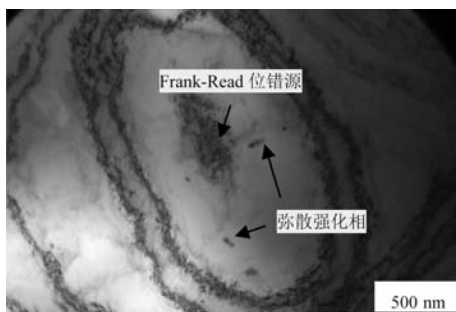


图4 Al-7.0Si-0.3Mg合金变形后的微观组织

Fig. 4 Microstructure of the Al-7.0Si-0.3Mg alloy after deformation

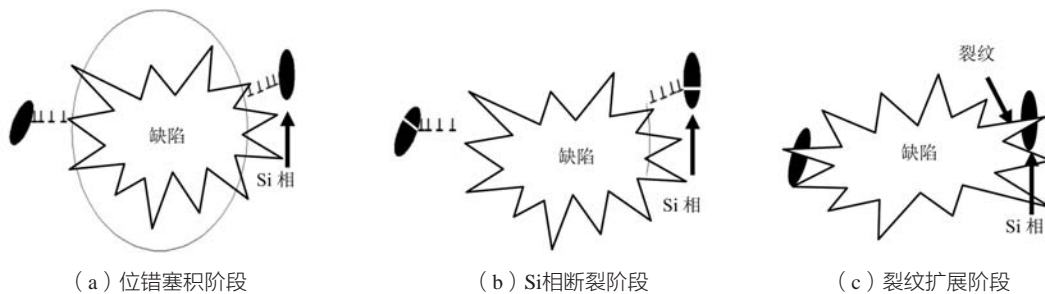


图5 缺陷附近的断裂失效示意图

Fig. 5 Schematic illustration of the fracture near the defect

## 4 结论

(1) 应变速率由 $1.4 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 到 $1.4 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$ 时，Al-7.0Si-0.3Mg合金的抗拉强度和屈服强度升高，而伸长率下降。同时合金的抗拉强度和伸长率受温度的影响逐渐减弱。当应变速率为 $1.4 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 时，Al-7.0Si-0.3Mg合金的断口沿 $45^\circ$ 最大切应力方向扩展。当应变率升高或温度环境降低时，裂纹扩展路径由 $45^\circ$ 最大切应力方向向水平方向转变，呈现锯齿状分布，且温度越低锯齿状越崎岖。

(2) Al-7.0Si-0.3Mg合金在塑性变形过程中位错会在弥散强化相周围富集且互相缠结，形成高密度位

错环，形成高密度位错环。

### 3.2 基体缺陷对合金失效的影响

当Al-7.0Si-0.3Mg合金中存在基体缺陷时，其塑性变形过程将更加复杂。图5为基体缺陷附近的断裂失效示意图。由图5a可知，拉伸过程中基体缺陷的存在会导致其周围的Si相产生较大的应力集中，这会促使铝基体内的大量位错产生同时沿着集中应力方向富集与Si相边缘，形成大量的位错塞积。随着外载荷的持续增加，Al-7.0Si-0.3Mg合金中Si相附近的位错塞积进一步增强，诱发Si相边缘裂纹萌生（图5b）。在Si相中形成初始微裂纹，促进Al-7.0Si-0.3Mg合金塑性变形的进一步增加。当外载荷进一步增加时，铝基体里的基体缺陷和Si相中初始微裂纹的集中应力迅速增大，促使大量位错聚集在两者之间，最终导致基体缺陷和Si相之间的铝基体被撕裂，形成断裂带，最终导致断裂失效的发生。低温环境下，铝基体产生明显的冷缩现象，导致其基体缺陷和Si相之间的应力集中急剧增大，从而加剧铝基体断裂失效的进程。因此，在低温环境下，基体缺陷的存在将加速大量裂纹的萌生与扩展，从而降低Al-7.0Si-0.3Mg合金的力学性能。

错环。当塑性变形发生时，弥散分布的强化相对高密度位错环的运动起到钉扎作用，形成Frank-Read位错源。当外载荷进一步增加时，在热激活能和外载荷的共同作用下，Frank-Read位错源启动并向四周发散移动，形成高密度位错环。

(3) 低温环境下，铝基体产生明显的冷缩现象，导致其基体缺陷和Si相之间的应力集中急剧增大，从而加剧铝基体断裂失效的进程。因此，基体缺陷的存在将加速大量裂纹的萌生与扩展，从而降低Al-7.0Si-0.3Mg合金的力学性能。

## 参考文献:

- [1] 西安交通大学低温材料编写组. 低温材料 [M]. 北京: 机械工业出版社, 1988.
- [2] 陈国邦. 低温工程材料 [M]. 杭州: 浙江大学出版社, 1998.
- [3] 李宏达, 蒋显全, 何洪, 等. 深冷处理时间对3102H18铝箔组织及力学性能的影响 [J]. 功能材料, 2009, 12 (40): 2031-2033.
- [4] RINCON E, LOPEZ H F, CISNEROS M M. Effect of temperature on the tensile properties of an as-cast aluminum alloy A319 [J]. Materials Science and Engineering A, 2007, 452-453: 682-687.
- [5] RINCON E, LOPEZ H F, CISNEROS M M. Temperature effects on the tensile properties of cast and heat treated aluminum alloy A319 [J]. Materials Science and Engineering A, 2009, 519: 128-140.
- [6] HISANAGA Y, OSAMU U, KOTOBU N, et al. Hot extrusion for Al-Si- (Fe, Cu) hyper-eutectic cast alloys [C] // The Fourth International Conference on Ecomaterials, 1999: 491-494.
- [7] OSAMU U. Mechanical properties of thermomechanical treated hyper-eutectic Al-Si- (Fe, Mn, Cu) materials [J]. Materials Transactions, 2005, 46 (12): 2616-2623.
- [8] CACERES C H, GRIFFITHS J R. Damage by the cracking of silicon particles in an Al-7Si-0.4Mg casting alloy [J]. Acta Materialia, 1996, 44 (1): 25-33.
- [9] DOGLIONE R, DOUZIECH J L, BERDIN C, et al. Microstructure and damage mechanisms in A356-T6 alloy [J]. Materials Science Forum, 1996, 217-222: 1435-1440.
- [10] GOKHALE A M, DIGHE M D, HORSTEMEYER M. Effect of temperature on silicon particle damage in A356 alloy [J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 1998, 29A: 905-907.
- [11] 袁鸽成, 韩冰, 刘文娟, 等. Al-8.4Zn-2.2Mg-2.4Cu合金高温压缩变形的流变应力 [J]. 机械工程材料, 2003, 27 (8): 11-14.
- [12] 蔡一鸣, 李慧中, 梁霄鹏, 等. 7039铝合金高温的热变形行为 [J]. 中国有色金属学报, 2008, 18 (10): 1775-1780.
- [13] WOEI S L, WU C S, CHI FENG L, et al. The effects of temperature and strain rate on the properties of carbon-fiber-reinforced 7075 aluminum alloy metal-matrix composite [J]. Composites Science and Technology, 2000, 60 (10): 1975-1983.
- [14] ZHANG Y, ZENG X, LU C, ET al. High temperate deformation behavior of Al-Cu-Mg alloy micro-alloyed with Sn [J]. Materials Science and Engineering A, 2010, 527 (10-11): 2498-2503.
- [15] MALYGIN G A. The influence of quantum-mechanical athermal phenomena on the thermal instability of plastic deformation in crystals at low temperatures [J]. Physics of the Solid State, 1997, 39 (8): 1235-1240.

## Effect of Strain Rate on Microstructure and Mechanical Properties of Al-7.0Si-0.3Mg Alloy at Room Temperature and Low Temperature

SHI Gao-lian, MA Guang-hui, GENG Zhe, DING Yun-peng, LIU Hai, JIN Yu-jing  
(Suzhou Vocational Institute of Industrial Technology, Suzhou 215104, Jiangsu, China, )

**Abstract:**

In order to study the effect of strain rate on microstructure and mechanical properties of Al-7.0Si-0.3Mg alloy at room temperature (20 °C) and low temperature (-60 °C), the tensile mechanical properties of the Al-7.0Si-0.3Mg alloys with strain rates ranging from  $1.4 \times 10^{-4}$ - $1.4 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$  at room temperature and low temperature were respectively conducted. The fracture microstructure morphology was analyzed to reveal the failure mechanism of the alloy. The results showed that when the strain rate increased from  $1.4 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$  to  $1.4 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$ , the tensile strength and yield strength of the Al-7.0Si-0.3Mg alloy increased, while the elongation decreased. The effect of temperature on the tensile strength and elongation of the alloy were gradually weakened. When the strain rate was  $1.4 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ , the fracture of the Al-7.0Si-0.3Mg alloy expanded along the direction of maximum shear stress of 45°. When the strain rate increased or the environment temperature decreased, the crack propagation path changed from the direction of 45° maximum shear stress to horizontal level, presenting a serrated distribution. The serrated distribution became more rugged with the lower the temperature. The dislocation of the Al-7.0Si-0.3Mg alloy will form Frank-Read dislocation source during plastic deformation. The combination of low temperature and casting defects will accelerate the initiation and propagation of a large number of cracks, thus reducing the mechanical properties of the Al-7.0Si-0.3Mg alloy.

**Key words:**

low strain rate; low temperature; Al-7.0Si-0.3Mg alloy; fracture failure