

# Ag 元素和时效时间对 T6 态 Al-5Cu-0.8Mg-0.15Zr-0.2Sc 合金拉伸性能的影响

王莹, 陈立佳, 车欣, 张浩宇, 张思倩

(沈阳工业大学 材料科学与工程学院, 沈阳 110870)

**摘要:** 为了明确 Ag 元素的添加对 Al-Cu-Mg 系铝合金拉伸性能的影响, 针对 T6 态(固溶 + 时效处理)的热挤压 Al-5Cu-0.8Mg-0.15Zr-0.2Sc(-0.5Ag)合金进行了室温和高温拉伸实验。结果表明, 添加 0.5% Ag 元素可显著提高 T6 态 Al-5Cu-0.8Mg-0.15Zr-0.2Sc 合金的室温抗拉强度、屈服强度、峰时效态及该合金在 150~300 °C 范围的抗拉强度和屈服强度, 但会降低该合金的室温和高温塑性。断口形貌的扫描电子显微镜观察与分析结果表明, 在室温及高温拉伸加载条件下, T6 态 Al-5Cu-0.8Mg-0.15Zr-0.2Sc(-0.5Ag)合金的拉伸断口上大部分存在韧窝和撕裂棱, 表现出明显的韧性断裂特点。

**关键词:** Al-Cu-Mg 系合金; 拉伸性能; T6 处理; 韧性断裂

中图分类号: TG146.2

文献标志码: A DOI:10.3969/j.issn.1003-1251.2024.04.009

## Effect of Ag Element and Aging Time on Tensile Properties of Al-5Cu-0.8Mg-0.15Zr-0.2Sc Alloy with T6 Treated State

WANG Ying, CHEN Lijia, CHE Xin, ZHANG Haoyu, ZHANG Siqian

(School of Materials Science and Engineering, Shenyang University of Technology, Shenyang 110870, China)

**Abstract:** In order to clarify the effect of Ag addition on the tensile properties of Al-Cu-Mg series alloys, the tensile tests were performed at both room and elevated temperatures for the hot-extruded Al-5Cu-0.8Mg-0.15Zr-0.2Sc(-0.5Ag) alloys subjected to the solid-solution plus aging (T6) treatment. The experimental results revealed that the addition of 0.5% Ag could effectively enhance both yield and ultimate tensile strengths at room and elevated temperatures for the Al-5Cu-0.8Mg-0.15Zr-0.2Sc alloy subjected to the T6 treatment. Furthermore, the addition of 0.5% Ag could significantly increase both yield and ultimate tensile strengths of peak-aged Al-5Cu-0.8Mg-0.15Zr-0.2Sc alloy at the testing temperatures ranging from 150 °C to 300 °C. However, the addition of 0.5% Ag led to a decrease in the plasticity of the alloy at room and elevated temperatures. It was noted from the observation results on the morphology of tensile fracture surfaces with scanning electron microscope that a great amount of dimple and tearing ridge appeared on the tensile fracture surfaces. At room temperature and high temperature, most of the tensile fracture surfaces of Al-5Cu-0.8Mg-0.15Zr-0.2Sc(-0.5Ag) alloy have dimples and tear edges, which show distinct characteristics of ductile fracture.

**Key words:** aluminum alloy; tensile property; solid-solution plus aging treatment; ductile fracture

Al-Cu-Mg 系铝合金因其有良好的耐热性能和较高强度广泛应用于航天航空领域,但工作环境温度超过 150 °C 时,合金的力学性能会因强化相的粗化有一定程度的减弱,进而导致其在某些场合下无法正常使用。已有研究表明<sup>[1-6]</sup>,在 Al-Cu-Mg 系合金中加入 Ag 元素,对合金的显微组织及其拉伸强度、断裂韧性、疲劳性能、腐蚀抗力等均有益,少量 Ag 的加入可改变 Al-Cu-Mg 系合金的时效析出序列,形成一种  $\Omega$  析出相,而  $\Omega$  相可对位错滑移产生更大的阻碍作用,从而提高合金的强度。也有研究表明<sup>[7-8]</sup>,在高 Cu/Mg 比的 Al-Cu-Mg 系合金中,微量 Ag 元素的加入可提高 Al-Cu-Mg 系合金的时效响应速度,并大大促进  $\Omega$  相在  $\{111\}_{Al}$  面上的析出。由于  $\Omega$  相具有良好的热稳定性,因此添加微量 Ag 元素的 Al-Cu-Mg-Ag 合金具有良好的耐热性能。文献[9]的研究表明:不加入 Ag 的 Al-Cu-Mg 合金的强化相为  $\theta'$  相,加入少量 Ag 之后,合金的主要强化相变为  $\Omega$  相,且随着不断加入 Ag,  $\Omega$  相的数量不断增加;此外,在不断增加 Ag 的含量后,Al-Cu-Mg-Ag 合金硬化速度不断增快,提前了峰时效,峰值的硬度有所提高,室温下屈服强度值和抗拉强度值提升,但其室温塑性则逐渐降低。在 Al-Cu-Mg 系合金中复合添加微量 Sc、Zr 元素时,一方面 Sc 元素在凝固过程中可富集于固-液界面前沿,引起溶质再分配,故可增大过冷度,进而细化合金的组织,另一方面初生  $Al_3(Sc, Zr)$  粒子可在熔体中形成,其将作为异质形核中心而提高形核率,从而有效地细化合金的组织<sup>[10-11]</sup>。

本文以复合添加质量分数 0.15% Zr 和 0.2% Sc 的热挤压 Al-5Cu-0.8Mg-0.15Zr-0.2Sc 合金为研究对象,对比研究添加 Ag 元素的 Al-5Cu-0.8Mg-0.15Zr-0.2Sc-0.5Ag (以下简称 Al-Ag) 合金和不含 Ag 元素的 Al-5Cu-0.8Mg-0.15Zr-0.2Sc (以下简称 Al-null) 合金的时效行为及其室温、高温拉伸性能,为该类型合金在工程研究和新型高性能耐热铝合金开发提供依据。

## 1 实验材料与方法

### 1.1 实验材料

本实验所选用的基础合金为 Al-Cu-Mg 系铝合金,并添加 Zr、Sc 元素以及 Ag 元素,具体的合金化学成分如表 1 所示。

表 1 合金的化学成分

合金	Cu	Mg	Zr	Sc	Ag
Al-Cu-Mg-Zr-Sc	5	0.8	0.15	0.2	0
Al-Cu-Mg-Zr-Sc-Ag	5	0.8	0.15	0.2	0.5

### 1.2 铝合金的熔炼及浇铸

1) 下料:把纯 Al 锭、纯 Mg 锭和纯 Ag 锭用电锯按照比例切成小块,再根据合金成分配比选择适当大小的 Al-0.4% Cu、Al-0.1% Zr 和 Al-0.02% Sc 的中间合金并切成小块。

2) 投料及熔炼:将电阻炉打开预热,在温度为 740 °C 时,将切好后的铝块放入已经清洗干净和预热好的容量为 2.5 kg 铝液的坩埚内,并将其一起放入炉内。待纯铝完全熔化后,再按照顺序依次加入其他合金,保温 20 min,搅拌铝液,使合金元素均匀充分溶入铝液中。

3) 浇铸:浇铸温度为 720 °C,在开始浇铸前先用碱金属氯化物与氟化物组成的精炼剂进行除气除杂,并去除熔渣和铝液表面的氧化物,然后取出电阻炉中的坩埚,同时把铝液倒入金属模具里,获得直径为 130 mm 的铝合金铸锭。

### 1.3 铝合金的热挤压

在 430 ~ 440 °C 温度区间内将车削后(加工量约为 2 mm)的铝合金铸锭和挤压模具进行预热处理 120 min,在 1 250 吨的卧式挤压机上将铝合金铸锭挤压处理为直径 20 mm 的棒材。挤压时的温度为 430 °C,主柱塞的速度为 2 ~ 2.5 mm/s,模孔口的速率为 5 ~ 7 m/min。进行热挤压时,使用  $MoS_2$  润滑剂对挤压模具进行润滑处理,保障挤压棒材表面的质量。为保证棒材的平直度,在挤压出口对挤压棒材进行牵引和风冷处理。

### 1.4 铝合金的热处理

将铝合金热挤压棒材加工成几何形状与尺寸分别如图 1、图 2 所示的拉伸试样,对部分拉伸试样用箱式电阻炉(SX-4-10 型,武汉格莱莫检测设备有限公司)进行固溶+时效热处理。固溶处理温度为 510 °C,保温时间为 2 h,水冷;时效处理温度为 180 °C,时效时间分别为 1、2、3、4、5、6、7、8、9 和 10 h,空冷。

### 1.5 拉伸实验

利用高低温电子万能试验机(CSS-55100 型,长春试验机研究所)对经过不同时间时效处理的固溶+时效态挤压 Al-Ag 合金进行室温拉伸实验,对峰时效态 Al-Ag 合金分别在 150、200、250

和 300 °C 下进行高温拉伸实验。拉伸实验均采用位移控制模式,相应拉伸应变速率为  $1 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ 。在每个拉伸实验条件下至少使用 3 个试样,取抗拉强度、屈服强度和断裂伸长率的平均值作为合金的拉伸性能实测值。

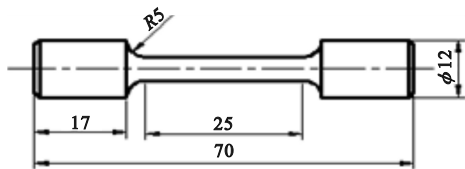


图1 室温拉伸试样形状与尺寸(单位:mm)

Fig.1 Geometry of sample for tension test at room temperature (unit:mm)

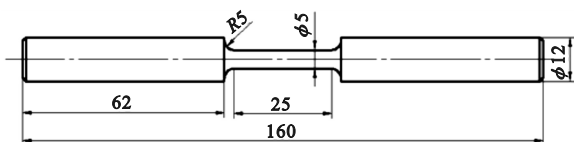


图2 高温拉伸试样形状与尺寸(单位:mm)

Fig.2 Geometry of sample for tension test at high temperature (unit:mm)

### 1.6 拉伸断口形貌观察

为了探究 T6 态的挤压变形 Al-5Cu-0.8Mg-0.15Zr-0.2Sc (-0.5Ag) 合金的室温和高温拉伸断裂方式,通过扫描电子显微镜(S-3400N型,日本日立公司)观察和分析合金室温和高温下拉

伸断口的形貌。

## 2 结果及分析

### 2.1 Ag元素对合金室温拉伸性能的影响

图3为不同时效时间下的T6态Al-Ag和Al-null合金的室温抗拉强度、屈服强度和断裂伸长率之间的比较。由图3(a)和图3(b)可知,在不同时效时间处理后,Al-Ag合金在室温下的抗拉强度和屈服强度始终高于Al-null合金,表明Al-null合金中添加0.5%的Ag可有效地提高合金的时效强化效果。此外,对于T6态Al-Ag合金而言,伴随时效时间越久,其室温下抗拉强度和屈服强度表现为先升高后降低的走向,意味着在本研究所采用的时效处理时间范围内,含0.5%Ag和不含Ag合金的时效过程均呈现欠时效、峰时效和过时效三个阶段,其中两种合金均可在时效时间为8h时达到峰时效状态。由图3(a)可知,在欠时效阶段,两种合金的室温抗拉强度相差较大,而在峰时效和过时效阶段,两种合金室温抗拉强度的差异相对较小。由图3(b)可知,在欠时效阶段,T6态Al-Ag和Al-null合金的室温屈服强度之间的差异相对较小,而在峰时效和过时效阶段,两种合金的室温屈服强度差异则较大。由图3(c)可知,经过不同时间时效处理,Al-Ag合金的室温断裂伸长率均低于Al-null合金的室温断裂伸长率。

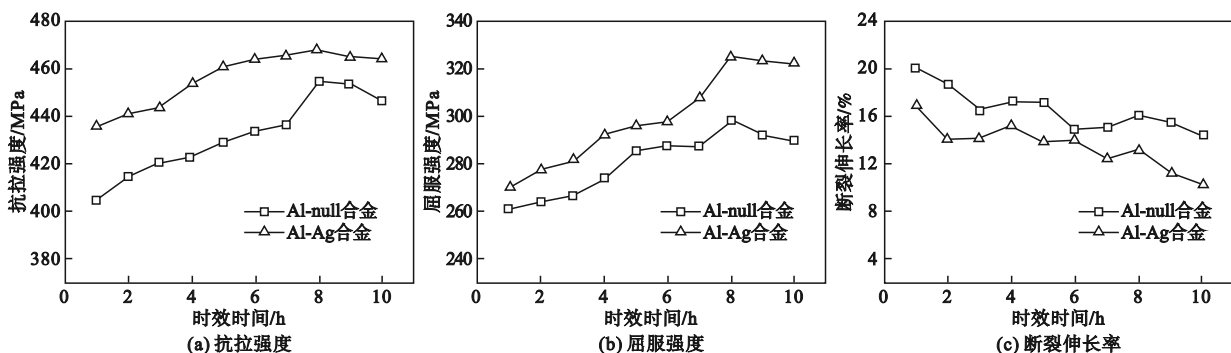


图3 不同时效时间处理的Al-null和Al-Ag合金的室温拉伸性能比较

Fig.3 Comparison in tensile performances at room temperature for Al-null and Al-Ag alloys subjected to aging treatment with different holding time

### 2.2 Ag元素对合金高温拉伸性能的影响

图4为峰时效态Al-Ag和Al-null合金在不同实验温度下的高温抗拉强度、屈服强度和断裂伸长率之间的比较。

由图4可见,拉伸实验在150~300 °C温度范围内Al-Ag合金的抗拉强度和屈服强度均明显高

于Al-null合金。表明不同实验温度下添加0.5%Ag元素,合金均呈现出较大的强化效应,其中抗拉强度提高幅度大致为7%~9%,屈服强度的提高幅度大约为8.5%左右。此外,由图4(c)可知,由于Ag元素的加入,两种峰时效态合金在不同实验温度下的断裂伸长率均有所降低。

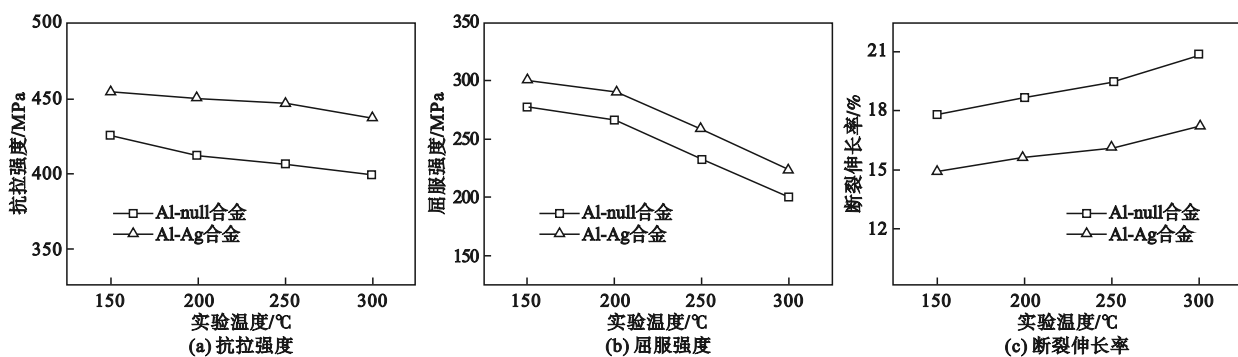


图4 峰时效态 Al-null 和 Al-Ag 合金的高温拉伸性能比较

Fig.4 Comparison in tensile performances at high temperatures for peak-aged Al-null and Al-Ag alloys

### 2.3 拉伸断口形貌观察与分析

图5为经过不同时间时效处理后的 Al-null 合金的室温拉伸断口形貌。由图5可见,所有断口表面均存在大量的韧窝和撕裂棱,表明经过不同时间时效处理后 Al-null 合金的室温拉伸断裂模式均为韧性断裂。对比不同时效时间下的断口形貌可知:随着时效时间的延长,断口表面的韧窝尺寸增大,韧窝的深度增加,韧窝的数量明显增多;当时效时间超过 8 h 后,韧窝的尺寸、深度和数量均有所减小。

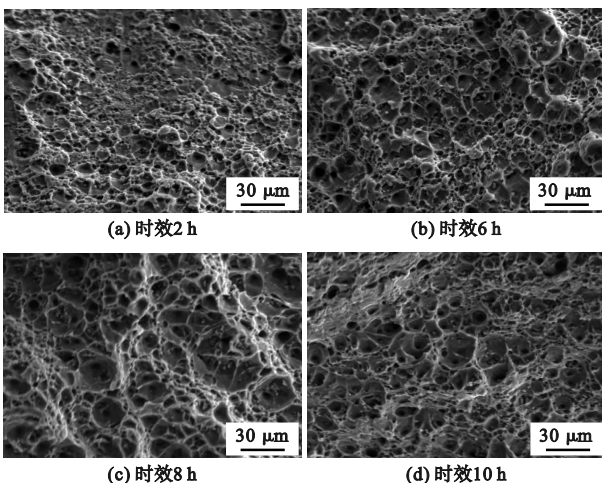


图5 不同时效时间处理 Al-null 合金的室温拉伸断口形貌

Fig.5 Tensile fractographs at room temperature for Al-null alloy subjected to aging treatment

图6为经过不同时间时效处理后的 Al-Ag 的室温拉伸断口形貌。从图中可以看出,不同时效时间下的拉伸断口表面均存在大量的韧窝及撕裂棱,故不同时效时间下的 Al-Ag 合金的室温拉伸断裂模式亦均为韧性断裂。随着时效时间的延长,韧窝的尺寸增大,深度加深;当时效时间为 8 h 时,韧窝尺寸及深度均达到最大值;当时效时间进

一步增加时,韧窝尺寸与深度均减小,韧窝的数量也有所减少。

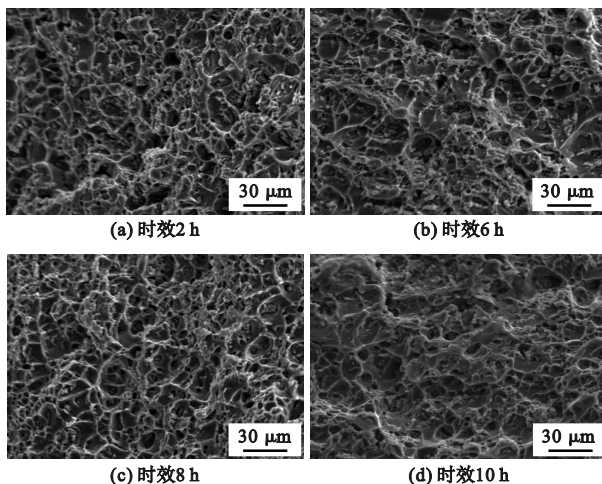


图6 不同时效时间处理 Al-Ag 合金的室温拉伸断口形貌  
Fig.6 Tensile fractographs at room temperature for Al-Ag alloy subjected to aging treatment with different time

对比图5和图6可知,在相同时效条件下, Al-null 合金的室温拉伸断口表面韧窝均比 Al-Ag 合金中的大且深,这意味着 Al-null 合金的塑性更好,即添加 0.5% 的 Ag 元素导致合金的塑性降低。

图7为峰时效态 Al-null 合金在不同实验温度下的拉伸断口形貌。从图片能够看到,在实验温度不同的情况下拉伸断口表面上都存在着大量的韧窝和撕裂棱,这意味着峰时效态 Al-null 合金在不同温度下拉伸变形时均发生韧性断裂。对比不同实验温度下的高温拉伸断口形貌可知,随实验温度的升高,韧窝尺寸明显增大、深度增加。显然,这与前述的峰时效态 Al-null 合金的断裂伸长率随实验温度升高而增大的趋势一致。

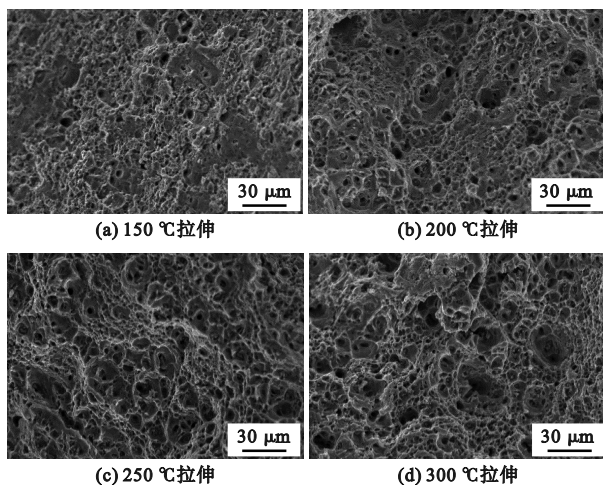


图7 峰时效态 Al-null 合金的高温拉伸断口形貌  
Fig. 7 Tensile fractographs at high temperatures for peak-aged Al-null alloy

图8为峰时效态 Al-Ag 合金在不同实验温度下的拉伸断口形貌。从图中可以看出,峰时效态 Al-Ag 合金在不同温度下拉伸断裂后的断口表面均存在大量的韧窝及撕裂棱,表明合金在不同实验温度下的拉伸断裂模式均为韧性断裂。对比不同温度下的拉伸断口形貌可知,随着实验温度的升高,韧窝尺寸增大、深度增加,故峰时效态 Al-Ag 合金的断裂伸长率持续增大。

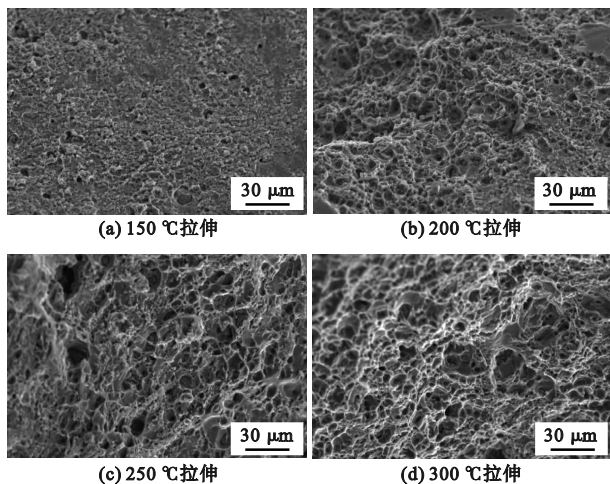


图8 峰时效态 Al-Ag 合金的高温拉伸断口形貌  
Fig. 8 Tensile fractographs at high temperatures for peak-aged Al-Ag alloy

对比图7和图8可知,在相同实验温度下,峰时效态 Al-null 合金拉伸断口表面的韧窝均比峰时效态 Al-Ag 合金更大且更深,故峰时效态 Al-null 合金的塑性相较于峰时效态 Al-Ag 更好,说明添加0.5%的Ag元素后,合金的塑性降低。

### 3 讨论

Al-Ag 合金属于高 Cu/Mg 比的 Al-Cu-Mg 系铝合金,经过固溶处理会在合金中形成过饱和固溶体,故在固溶后的时效处理过程中,可形成稳定的析出相  $\text{Al}_2\text{Cu}$  相(亦称为  $\theta$  相)。在以  $\theta$  相为稳定析出相的 Al-Cu-Mg 系合金中添加微量 Ag 元素,可使合金的时效析出序列发生改变。相应的时效析出序列如下<sup>[12-13]</sup>。

1) 对于不含 Ag 合金:过饱和固溶体(SSS)  $\rightarrow$  GP区  $\rightarrow \theta'$ ( $\text{Al}_2\text{Cu}$ )  $\rightarrow \theta$ ( $\text{Al}_2\text{Cu}$ )。

2) 对于含 Ag 合金:过饱和固溶体(SSS)  $\rightarrow$  Mg-Ag 共聚原子团簇  $\rightarrow \Omega$ ( $\text{Al}_2\text{Cu}$ )  $\rightarrow \theta$ ( $\text{Al}_2\text{Cu}$ )。

对于 Al-null 合金,在时效前阶段,Cu 原子在  $\{100\}_{\alpha\text{-Al}}$  晶面上形成聚集,构成富 Cu 的原子层,即为 GP 区,通常 GP 区与  $\alpha\text{-Al}$  基体呈现共格关系。由于 GP 区的 Cu 原子浓度高,虽然其与基体之间呈共格关系,但引起的晶格畸变程度高,故可对位错运动产生阻碍作用,从而使合金呈现出相对更高的强度。在时效时间不断增长下,Cu 原子不断形成聚集,逐渐形成  $\theta'$  相,其化学成分是  $\text{Al}_2\text{Cu}$ ,与  $\alpha\text{-Al}$  基体呈现部分共格关系,合金的强度得到进一步提高;随着  $\theta'$  相数量的进一步增加,合金达到峰时效状态,合金的强度亦达到最高值;继续延长时效时间, $\theta'$  相演化为与基体呈非共格关系的  $\theta$  相,进入过时效阶段,且  $\theta$  相不断发生聚集长大,故合金中的析出相尺寸增大,数量相对减少,对位错运动的阻碍作用减弱,致使合金的强度降低<sup>[14]</sup>。

对于 Al-Ag 合金,因为 Mg-Ag 之间的相互作用比 Mg-Cu 之间的相互作用大,因此在时效前期,大多数 Mg 原子与 Ag 原子相结合,组成 Mg-Ag 共聚原子团簇,其后,Mg-Ag 共聚原子团簇与 Cu 原子相结合并沿着  $\{111\}_{\alpha\text{-Al}}$  晶面生长,这种含有 Cu 原子的共聚原子团簇可导致合金的强度明显提高;随着时效过程不断延长,Mg-Ag 的共聚原子团簇中 Cu 的原子含量不断增加,而 Ag 原子以及 Mg 原子的含量不断减少,开始在外界面偏聚,进而形成与  $\theta'$  相成分相同的  $\Omega$  相<sup>[15-16]</sup>。随着时效时间延长, $\Omega$  相数量不断增加,合金达到峰时效状态。继续延长时效时间,则进入过时效阶段, $\Omega$  相演化为与基体呈非共格关系的  $\theta$  相,且  $\theta$  相不断发生聚集长大,致使合金的强度降低。

对于经过固溶处理的 Al-Ag 合金而言,所形成的过饱和固溶体中存在大量的空位。因为 Ag

原子和空位之间的相互作用比 Cu 原子和空位之间的相互作用大,故 Ag 原子与大多数空位之间相互结合形成 Mg/Ag/空位聚合物,从而使析出相形核数量增多<sup>[13]</sup>。显而易见,当经过相同时间的时效处理后,Al-Ag 合金中的析出相数量明显高于 Al-null 合金,表明添加 Ag 元素可提升 Al-null 合金的抗拉强度和屈服强度,这是由于合金中的析出相数量越多,对位错运动的阻碍作用越强烈,第二相强化效果越显著所致;另一方面,Ag 的添加可促进时效期间  $\Omega$  相在合金中的析出,抑制  $\theta'$  相的析出,而  $\Omega$  相的错配度与基体相在垂直于  $\{111\}_{\alpha\text{-Al}}$  方向上的错配度高,相应也产生了大的应变场,增强了位错与应变场之间的相互作用,进而加大了位错的运动阻力,更有效地起到强化作用,加之  $\Omega$  相比  $\theta'$  相具有更高的热稳定性,而析出相的稳定性越高,其在室温和高温下对位错运动的阻碍作用也越强。因此,与 Al-null 合金相比较,在室温和高温下,Al-Ag 合金均呈现出更高的抗拉强度与屈服强度。

## 4 结论

对 Al-Ag 合金进行室温和高温拉伸实验,并采用扫描电子显微镜观察断口的形貌,得到如下结论。

1) 随着时效时间的延长,室温下 Al-Ag 和 Al-null 合金的抗拉强度和屈服强度均不断升高后又逐渐降低,两种合金在时效时间达到 8 h 时达到峰值。

2) 在时效时间相同时,室温下 Al-Ag 合金的抗拉强度和屈服强度均明显高于未添加 Ag 元素的 Al-null 合金。在 15 ~ 300 °C 的实验温度下,峰时效态 Al-Ag 合金的抗拉强度和屈服强度均明显高于峰时效态 Al-null 合金。Ag 的添加有效地改善了合金的室温及高温拉伸强度。

3) 在室温及高温拉伸加载条件下,固溶 + 时效态 Al-Ag 合金的拉伸断口均有大量的韧窝和撕裂棱,表现为鲜明的韧性断裂特征。表明室温和高温下添加 0.5% Ag 元素会降低合金的塑性。

## 参考文献 (References):

[1] WANG J, LIU Z Y, BAI S, et al. Combined effect of Ag and Mg additions on localized corrosion behavior of Al-Cu alloys with high Cu content [J]. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2020, 29(9): 6108 - 6117.

[2] WANG J, XIE J P, MAO Z P, et al. Microstructure evolution and mechanical properties of the Al-Cu-Mg-Ag alloy during non-isothermal aging [J]. *Journal of Alloys and Compounds*,

2023, 942: 169031.

[3] YING P Y, LIN C H, LIU Z Y, et al. Pre-aging effect on the formation of  $\Omega$  phase and mechanical properties of the Al-Cu-Mg-Ag alloy [J]. *Metals*, 2022, 12(7): 1208.

[4] ZHOU X W, LIU Z Y, BAI S, et al. The influence of various Ag additions on the nucleation and thermal stability of  $\Omega$  phase in Al-Cu-Mg alloys [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2013, 564: 186 - 191.

[5] MACCHI C, TOLLEY A, GIOVACHINI R, et al. Influence of a microalloying addition of Ag on the precipitation kinetics of an Al-Cu-Mg alloy with high Mg:Cu ratio [J]. *Acta Materialia*, 2015, 98: 275 - 287.

[6] GAZIZOV M R, BOEV A O, MARIOARA C D, et al. Precipitate/matrix incompatibilities related to the  $\{111\}$  Al  $\Omega$  plates in an Al-Cu-Mg-Ag alloy [J]. *Materials Characterization*, 2021, 182: 111586.

[7] FAN J C, YANG B W, WANG Y, et al. Enhancing the tensile strength and heat resistance induced by high-density  $\Omega$  phases in an Al-Cu-Mg-Ag alloy [J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2022, 18: 3347 - 3357.

[8] CHEN M C, CHUNG T F, TAI C L, et al. Quantitative evaluation of the effect of Ag-addition on the concurrently-existing precipitation kinetics in the aged Al-Cu-Mg(-Ag) alloys [J]. *Materials & Design*, 2023, 227: 111766.

[9] 宋艳芳, 潘清林, 曹素芳, 等. Ag 含量对 Al-Cu-Mg 合金组织和性能的影响 [J]. *航空材料学报*, 2013, 33(1): 7 - 13.

SONG Y F, PAN Q L, CAO S F, et al. Effects of Ag content on microstructures and properties of Al-Cu-Mg alloy [J]. *Journal of Aeronautical Materials*, 2013, 33(1): 7 - 13. (in Chinese)

[10] YU K, LI W X, LI S R, et al. Mechanical properties and microstructure of aluminum alloy 2618 with  $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr})$  phases [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2004, 368(1/2): 88 - 93.

[11] DENG P, MO W F, OUYANG Z Q, et al. Mechanical properties and corrosion behaviors of (Sc, Zr) modified Al-Cu-Mg alloy [J]. *Materials Characterization*, 2023, 196: 112619.

[12] 毛柏平, 雷文平, 沈健. Ag 对 Al-Cu-Mg 合金组织与性能的影响 [J]. *热加工工艺*, 2009, 38(14): 48 - 50.

MAO B P, LEI W P, SHEN J. Effects of Ag on microstructure and properties of Al-Cu-Mg alloy [J]. *Hot Working Technology*, 2009, 38(14): 48 - 50. (in Chinese)

[13] 蔡金伶, 易丹青, 王宏伟, 等. Ag 对 Al-Cu-Mg 合金  $\Omega$  相析出行为的影响 [J]. *中国有色金属学报*, 2011, 21(7): 1504 - 1512.

CAI J L, YI D Q, WANG H W, et al. Effect of Ag on precipitation behavior of  $\Omega$  phase in Al-Cu-Mg alloy [J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2011, 21(7): 1504 - 1512. (in Chinese)

[14] 宋皎, 陈康华, 黄兰萍. Al-Cu-Mg-(Ag) 合金中时效析出相的析出及生长动力学 [J]. *中国有色金属学报*, 2006, 16(8): 1313 - 1319.

SONG M, CHEN K H, HUANG L P. Precipitation and growth dynamics of precipitates in Al-Cu-Mg-(Ag) alloy during aging [J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2006, 16(8): 1313 - 1319. (in Chinese)

[15] 徐浩楠, 杜翥, 何雨, 等. Al-Cu-Mg-Ag 耐热铝合金研究进展 [J]. *信息记录材料*, 2022, 23(10): 8 - 10.

XU H N, DU Z, HE Y, et al. Research progress of Al-Cu-Mg-Ag heat resistant aluminum alloy [J]. *Information Recording Materials*, 2022, 23(10): 8 - 10. (in Chinese)

[16] BAI S, YI X L, LIU Z Y. On the role of Ag additions on the initial solute hardening and competitive precipitation of Al-Cu-Mg alloys [J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2023, 945: 169339.