

强化固溶-蠕变时效处理对 Al-Cu-Li 合金组织性能影响

刘忠侠¹ 杨瑞宾² 张保丰¹ 张茗语¹ 王敬业¹ 崔云浩¹ 王雁梓¹ 白彪新¹ 张国鹏³

(1. 黄河科技学院工学部材料工程科教中心; 2. 郑州工程技术学院基础科学学院; 3. 郑州大学物理学院, 郑州 450052)

摘要 研究了常规固溶-峰值时效处理(T6工艺)和强化固溶-蠕变时效处理工艺对 Al-Cu-Li-Sc-Ag 合金的微观组织和力学性能的影响。结果表明,强化固溶处理促进了初生 T_1 和 θ 相的溶解,增加了溶质在基体中的过饱和度。蠕变时效的外加应力可以通过促进原子扩散降低 T_1 相形核的势垒(蠕变应力低于屈服强度),或引入大量位错提高 T_1 相的形核率(蠕变应力高于屈服强度)等机制促进 T_1 相的析出,抑制 δ' 相的析出。因此,强化固溶-蠕变时效联合处理明显提高了合金的力学性能。相较于常规固溶-峰值时效合金,强化固溶-蠕变时效合金的屈服强度、微屈服强度、抗拉强度和伸长率分别提高了 27.0%、45.3%、23.9% 和 113.0%。强化固溶-蠕变时效处理对微屈服强度的提高更显著,可以有效改善合金的尺寸稳定性。

关键词 Al-Cu-Li 合金; 强化固溶; 蠕变时效; 微观组织; 力学性能

中图分类号 TG146.21

文献标志码 A

DOI:10.15980/j.tzzz.T20250139

Effects of Strengthening Solution-creep Aging Treatment on Microstructure and Properties of Al-Cu-Li Alloy

LIU Zhongxia¹, YANG Ruibin², ZHANG Baofeng¹, ZHANG Mingyu¹, WANG Jingye¹, CUI Yunhao¹,
WANG Yanzi¹, BAI Biaoxin¹, ZHANG Guopeng³

(1. Faculty of Engineering, Huanghe Science and Technology College, Zhengzhou 450061; 2. School of Basic Science, Zhengzhou University of Technology, Zhengzhou 450052; 3. School of Physics, Zhengzhou University, Zhengzhou 450052)

Abstract: Effects of conventional solution-peak aging treatment (T6 process) and strengthening solution-creep aging treatment on microstructure and mechanical properties of Al-Cu-Li alloy were investigated. The results indicate that the strengthening solution treatment promotes the dissolution of primary T_1 and θ phases, which enhances the supersaturation of solute atoms in α -Al matrix. The applied stress of creep aging reduces the potential barrier of T_1 phase nucleation by promoting atomic diffusion (creep stress is lower than yield strength), or induces large amounts of dislocations to enhance the nucleation rate of T_1 phase (creep stress is higher than yield strength), which facilitates the precipitation of T_1 phase and inhibits the precipitation of δ' phase. Consequently, the mechanical properties of alloy are significantly improved by strengthening solution-creep aging treatment. Compared to conventional solution-peak aging, the yield strength, micro-yield strength, tensile strength and elongation of strengthening solution-creep aged alloys are increased by 27.0%, 45.3%, 23.9%, and 113.0%, respectively. Therefore, the strengthening solution-creep aging treatment has a more significant impact on micro-yield strength, which can effectively improve the dimensional stability.

Key Words: Al-Cu-Li alloy, Strengthening Solution, Creep Aging, Microstructure, Mechanical Properties

Al-Cu-Li 合金因其强度和模量高、密度小、疲劳性能好以及优异的高温及耐腐蚀性能,在汽车制造和航空航天等领域获得广泛应用^[1-2]。Al-Cu-Li 合金的高强度主要得益于合金中的析出强化相(T_1 -Al₂CuLi 相),Li 和 Cu 是 Al-Cu-Li 合金的主要强化元素,具有良好的固溶

强化效果和显著的时效强化效果。Li 通过析出 δ' -Al₃Li 相提高合金的强度^[3],Cu 的加入使合金中出现了 θ' -Al₂Cu 和 T_1 析出相,有利于提高合金的力学性能。通过提高 Cu、Li 摩尔比,可以实现强化相从 δ' 和 θ' 向 T_1 相的转变,增强合金的时效强化效果^[1]。此外,为进一步改

收稿日期:2025-03-27;修订日期:2025-04-25

第一作者简介:刘忠侠,男,1963 年出生,教授,E-mail: zzuliuzhongxia@163.com

通信作者:杨瑞宾,男,1988 年出生,博士,E-mail: bin0133@126.com

引用格式:刘忠侠,杨瑞宾,张保丰,等. 强化固溶-蠕变时效处理对 Al-Cu-Li 合金组织性能影响[J]. 特种铸造及有色合金,2025,45(6):801-807.

LIU Z X, YANG R B, ZHANG B F, et al. Effects of strengthening solution-creep aging treatment on microstructure and properties of Al-Cu-Li alloy[J]. Special Casting & Nonferrous Alloys, 2025, 45(6): 801-807.

善Al-Cu-Li合金的力学性能,通常加入一些其他合金元素,如Mg、Ag、Zn、Mn、Sc、Zr等。Mg通过促进 δ' 相的析出而增强析出强化效果^[4],和Ag的共同添加可以促进 δ' 相向 T_1 相的转变,显著提高合金 T_1 析出相的弥散强化效果^[5]。Zn不仅可以促进 T_1 相析出,还可阻碍 T_1 相的粗化,从而提高合金的强度和塑性^[6]。Sc和Zr的添加可以减少合金再结晶的倾向,提高合金的应力腐蚀抗力,进一步改善Al-Cu-Li合金的力学性能和服役性能^[7-8]。

作为一种可固溶时效硬化型合金,Al-Cu-Li合金的时效硬化效果首先依赖于固溶处理,即将初生相溶解于 α -Al基体中,形成过饱和固溶体^[9-10]。这一过程释放的溶质原子增加了基体中的合金元素含量,进而在时效过程中形成高密度的细小弥散强化相,从而提升合金的力学性能^[11-13]。同时,初生相的减少也有助于降低材料在受力时的应力集中,减少裂纹和孔洞的形成,改善合金的韧性^[14]。然而,传统的单级固溶处理通常在共晶温度以下进行,部分初生相未能充分溶解。因此,提高固溶温度是促进初生相溶解的有效方法,但过高的温度可能引起合金过烧,导致晶界共晶化合物熔化,损害合金的力学性能^[15]。近年来,针对Al-Zn合金的热处理研究提出了强化固溶处理工艺,该工艺能够避免共晶化合物熔化,同时改善合金的力学性能^[14-16]。结果表明,强化固溶处理的高温段固溶温度可短时超过共晶温度,促进初生相溶解,显著提高屈服强度和断裂韧度。强化固溶处理对钛合金和Al-Si-Cu合金的力学性能也显示出类似的改善效果^[12,17]。尽管强化固溶处理能提高Al-Cu合金的强度、伸长率和断裂韧度,但处理过程中发生的静态再结晶部分抵消了对这些性能的改善^[13]。因此,为了充分发挥强化固溶处理对Al-Cu-Li合金力学性能的改善作用,必须控制处理过程中的再结晶行为。

Al-Cu-Li合金的力学性能与时效处理过程中 T_1 时效强化相的析出密切相关。在优化强化固溶处理工艺的基础上,进一步优化时效工艺有望促进 T_1 相的析出,从而进一步提升合金的力学性能。蠕变时效工艺是一种在外加应力作用下进行的时效处理,其核心在于时效温度下析出相与外力作用下的蠕变变形相结合^[18-20]。最新研究表明,对2024Al合金进行蠕变时效处理可显著提高其屈服强度和尺寸稳定性^[21]。对于Al-Cu-Li合金,蠕变时效应力产生的蠕变变形增加了合金中的位错密度,为 T_1 析出相提供了形核位置,促进了 T_1 相的析出,因此有利于合金力学性能的改善^[22]。基于此,在强化固溶处理的基础上,对合金进行蠕变时效处理,研究强化固溶-蠕变时效处理对合金组织和性能的影响。通过联合应用强化固溶-蠕变时效处理,调控合金中初生相和时效析出相的形态、尺寸、数量及分布,以期增强 T_1 析出相

对合金强度的有益作用,旨在为相关研究提供参考。

1 试验材料及方法

通过在2024合金中添加Li、Mg、Ag、Sc和Zr元素,成功制备了Al-5Cu-1.5Li-0.3Sc-0.15Zr铝合金,其化学成分见表1。制备过程采用真空感应熔炼炉(ZG-10),原材料包括Al-50Cu、Al-10Mn、Al-2Sc、Al-5Zr、Al-30Li中间合金及工业纯Al(99.85%,质量分数,下同)、纯Mg(99.5%)和纯Ag(99.8%),最终获得的铸锭尺寸为 $\phi 80\text{ mm} \times 180\text{ mm}$ 。添加Sc和Zr是利用铸造过程中析出的 $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr})$ 颗粒来有效阻碍固溶处理时的晶界迁移,从而防止合金在固溶过程中发生再结晶现象。

表1 试验合金的化学成分

Tab.1 Chemical composition of test alloy										%
wt_B										
Cu	Li	Mg	Zn	Sc	Zr	Mn	Ag	Fe	Al	
4.3	1.5	0.36	0.77	0.28	0.12	0.47	0.8	0.12	余量	

铸锭首先在空气电阻炉(SX2-30-10)中进行 $480\text{ }^\circ\text{C} \times 24\text{ h}$ 的均匀化处理,随后进行切头铣面处理。将铸锭在 $450\text{ }^\circ\text{C}$ 下预热2 h后,采用WJ-LXJ500热挤压机通过挤压工艺制备成直径为 $\phi 28\text{ mm}$ 的挤压棒。从挤压棒上沿挤压方向切割出厚度为4 mm、标距宽度为3 mm、标距长度为25 mm的拉伸试样。

试样分别经过两种热处理工艺处理,分别标记为 R_1 和 R_2 。 R_1 工艺为对比工艺:首先将合金置于 $520\text{ }^\circ\text{C}$ 的固溶炉(SX-4-10)中进行常规固溶处理,保温2 h;然后将试样迅速转移至 $25\text{ }^\circ\text{C}$ 的水中进行淬火,冷却至室温。最后,将试样重新加热进行 $180\text{ }^\circ\text{C} \times 24\text{ h}$ 峰值时效处理(T6工艺),空冷。 R_2 工艺为强化固溶-蠕变时效工艺,蠕变时效在GWT1304高温蠕变持久强度试验机上进行。固溶处理过程分为两个阶段:①常规固溶阶段工艺参数与 R_1 工艺的固溶参数相同;②强化固溶阶段在阶段①保温结束后,以 $60\text{ }^\circ\text{C/h}$ 的升温速率快速升温至 $540\text{ }^\circ\text{C}$,保温20 min,随后出炉并在 $25\text{ }^\circ\text{C}$ 水中淬火至室温。强化固溶处理后的试样随后装配到蠕变炉夹具上进行蠕变时效处理,具体步骤为:炉温升至 $180\text{ }^\circ\text{C}$ 并保温30 min,然后施加应力(200或300 MPa),继续保温24 h。停止加热后,卸载应力并随炉冷却至 $100\text{ }^\circ\text{C}$ 以下,取出空冷。

试样经过切割、打磨、抛光后,使用体积分数为0.5%的HF酸进行腐蚀处理,随后利用扫描电镜(SEM, JSM6700)观察初生相和晶粒组织,并通过附带的X射线能谱仪(EDS)分析相的成分,以确定第二相的种类。使用透射电镜(TEM, JEM-2100)观察析出相的形貌、尺寸和分布情况,并通过选区电子衍射

(SAED)标定析出相的种类。采用CMT5105微机控制电子万能试验机进行室温力学性能测试,拉伸速率为2 mm/min,各工艺条件下制备并测试3根试样,结果取平均值。微屈服强度在MTS810力学性能测试系统上完成,采用循环加载-卸载试验法进行测量,首次加载应力设定为合金屈服强度的50%,随后以50 N/次的增量递增,直至合金发生宏观屈服。拉伸过程中,应变速率为 $7 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$,保载时间为30 s,蠕变时效应力卸载后记录试样的残余应变,并据此绘制蠕变时效应力-残余应变曲线,以表征合金的微屈服行为。对应于 1×10^{-6} 和 2×10^{-3} 的残余应变的外加应力分别定义为微屈服强度和宏观屈服强度,每个状态均重复测量3次。

2 试验结果与分析

2.1 热处理工艺对初生相和 α -Al 基体组织

图1为挤压后, R_1 和 R_2 工艺固溶处理后的初生相形貌,图1a中各相的典型EDS分析结果见表2。结合

三元 Al-Cu-Li 相图可以看出,合金的挤压态的微观组织主要由 α -Al 基体(标记A)、规则形状的初生 T_1 相(标记B)、灰色的含钬 Al_2Cu 相(θ 相,标记C),以及白色蔷薇状 $\text{Al}_{8-x}\text{Cu}_{4+x}(\text{Sc}, \text{Zr})$ 相(W相,标记D)组成。 R_1 工艺处理后,合金中的初生相种类变化不大,但初生 T_1 相数量明显减少,主要为粗大的初生 θ 相和W相,说明常规固溶处理无法完全溶解初生相。 R_2 工艺处理后,大部分粗大初生 T_1 相和 θ 相基本消失,仅剩余少量的块状和小颗粒状初生W相。图2为两种固溶工艺处理后合金中的初生相总含量和 α -Al 基体中Cu含量分析。可以看出, R_2 工艺处理后,合金中的初生相体积分数从4.5%降低至3.6%,而 α -Al 基体中Cu含量从3.3%增加到3.8%,这表明在进行强化固溶处理时,第二阶段的高温固溶增加了溶质原子在 α -Al 基体中的扩散系数,促进合金中初生相的进一步溶解,使初生相尺寸和体积分数明显降低且分布均匀。初生相的溶解导致合金元素在 α -Al 中的过饱和度增加,这有利于后期时效过程中析出相的析出,从而有利于力学性能的提高。

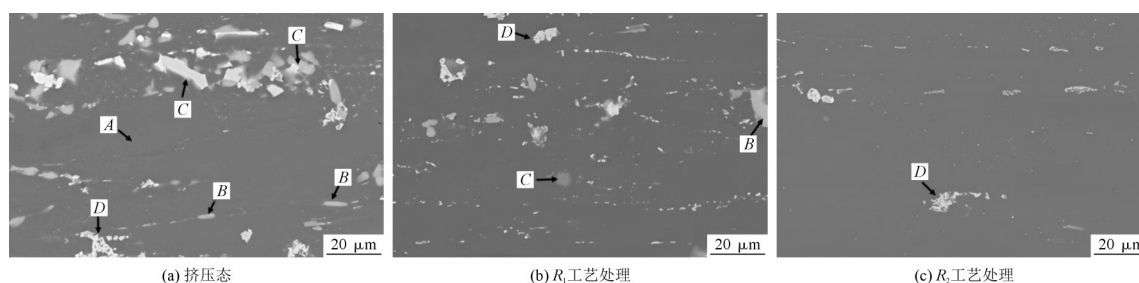


图1 不同工艺溶处理后试验合金中的初生相形貌

Fig.1 Morphologies of primary phases in test alloy after various process treatments

表2 图1中初生相的EDS分析结果

Tab.2 EDS results of primary phases in Fig.1

点	Mg	Ag	Cu	Sc	Zr	Mn	Fe	Al
A	—	—	2.51	—	—	—	—	97.49
B	—	—	45.24	—	—	—	—	54.76
C	—	—	35.01	0.70	—	—	—	64.30
D	—	—	35.31	7.94	2.29	—	—	54.45

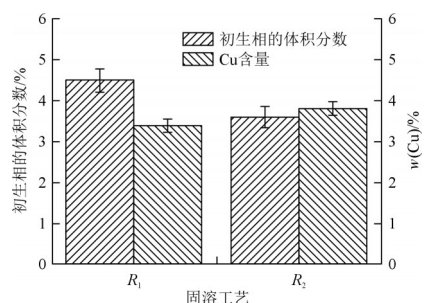


图2 固溶处理对初生相体积分数和 α -Al基体中Cu含量的影响

Fig.2 Effects of solution treatment on volume fraction of primary phase and Cu content in α -Al matrix

图3为 R_1 和 R_2 工艺固溶处理后合金的晶粒形貌。可以看出, R_1 工艺处理后,合金主要呈平行于挤压方向

的拉长状未再结晶晶粒结构,长度为200 μm ,宽度为30~40 μm ,表明合金具有较高的再结晶抗力,这主要归因于合金中含有的0.28%的Sc和0.12%的Zr。经过 R_2 工艺处理后,合金的晶粒形貌由细小的再结晶晶粒组成,表明强化固溶处理可以促进合金的再结晶过程。值得注意的是,强化固溶处理并没有使合金的再结晶晶粒显著粗化,这归因于合金中存在的初生 $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr})$ 能够有效钉扎晶界,抑制晶粒长大,同时固溶时大量初生相溶解会释放出大量的Li原子。由于Li

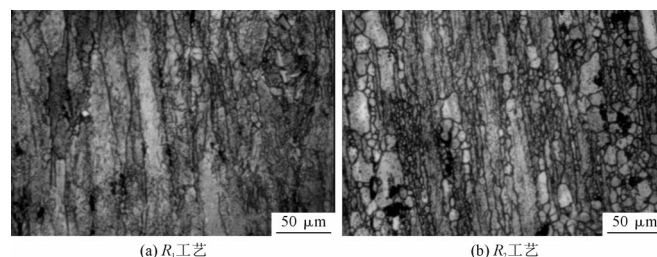


图3 不同固溶处理对合金的再结晶组织的影响

Fig.3 Effects of different solution treatments on recrystallization microstructure of alloys

原子半径(0.303 nm)和Al原子半径(0.404 nm)存在显著差异,释放的Li原子倾向于在位错周围偏聚形成柯氏集团,从而降低位错的迁移率,抑制再结晶形核^[20]。

2.2 热处理工艺对析出相组织的影响

图4为两种工艺时效处理后合金中析出相的TEM图像和选区衍射(SAED)花样。在图4d中,1/3和2/3($2\bar{2}0$)_{Al}位置的衍射斑点证明时效处理后,合金组织中的针状析出相为 T_1 相,1/2($2\bar{2}0$)_{Al}位置的衍射斑点则表明合金中存在 δ' 、 δ' 析出相。使用这些衍射斑点获得图4相应区域的暗场TEM图像,见图5。可以看出,组织中存在有少量的球形 δ' 析出相。综上,经过 R_1 和 R_2

工艺处理后,合金的时效析出相均以 T_1 相为主,伴以少量的 δ' 析出相。 R_1 工艺处理的合金中, T_1 析出相分布较稀疏且尺寸较大(见图4a), δ' 析出相则较为粗大且数量相对较多。经过 R_1 工艺处理后,在施加200 MPa(见图4b)和300 MPa(见图4c)应力进行蠕变时效时, T_1 析出相的数量显著增加,分布更加均匀,尺寸也有所减小,同时 δ' 析出相数量降低,尺寸减小(见图5b和图5c),这说明在 R_2 工艺处理过程中,强化固溶和蠕变时效处理均促进了合金中 T_1 相的析出,并抑制了 δ' 相的析出。在300 MPa应力下的 R_2 工艺处理的合金中, T_1 析出相的数量最多,尺寸最小,分布最均匀,而 δ' 析出相数量最少。

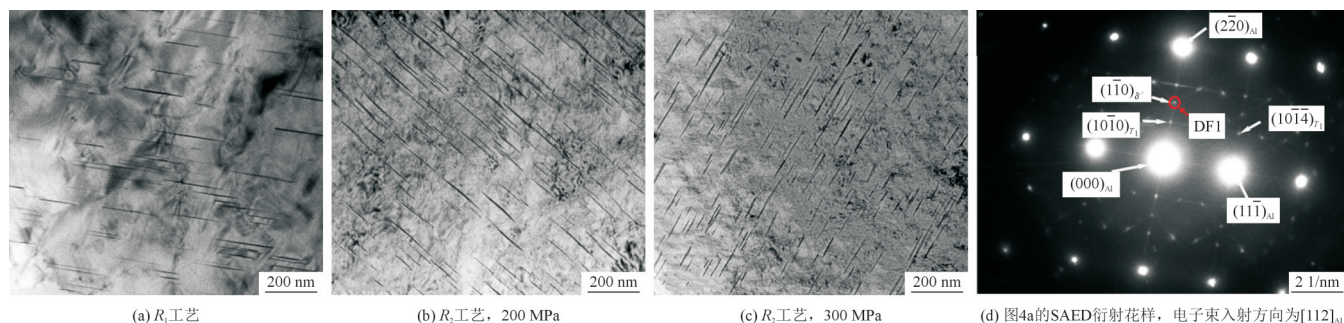


图4 时效处理后的 T_1 析出相形貌及SAED衍射花样

Fig.4 Morphologies and SAED patterns of T_1 precipitates after aging treatment

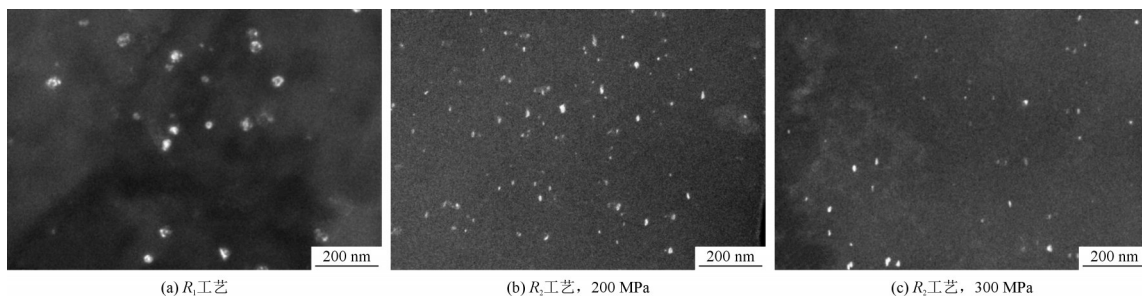


图5 时效处理后的 δ' 析出相形貌

Fig.5 Morphologies of δ' precipitates after aging treatment

对图4中 T_1 析出相的密度、含量和尺寸进行统计,结果见图6。从图6a可以看出,与 R_1 工艺处理的合金相比,在200 MPa和300 MPa应力条件下, R_2 工艺处理的合金中的 T_1 析出相数量密度和体积分数均显著提高,且呈现随应力增加而增大的趋势。从图6b可以发现,经 R_2 工艺的蠕变时效处理后,合金中的 T_1 析出相形貌特征明显变化,长度尺寸较小而厚度较大,且随着时效应力的增加, T_1 析出相的长度进一步减小而厚度持续增加。综合分析表明, R_2 工艺处理不仅显著提高了合金中 T_1 析出相的数量密度和体积分数,而且改善了其分布均匀性,这证实了强化固溶-蠕变时效联合处理对 T_1 相的析出具有显著的促进作用。

在180 ℃下对固溶处理后的试验合金立即进行拉伸试验,并测量合金在该温度下的屈服强度和不同拉伸应力下的拉伸应变,结果见图7和表4。可以看出,

200 MPa时合金仍处于弹性变形阶段,表明在 R_2 工艺的蠕变时效过程中,当施加200 MPa的蠕变时效应力时,时效合金基本处于弹性变形阶段,表明合金的蠕变时效过程是在弹性状态下进行的。在此条件下,200 MPa蠕变时效应力对 T_1 相析出的促进作用主要源于弹性应力。弹性变形导致的内能增加及其对溶质原子扩散能力的增强作用是蠕变时效合金中高密度 T_1 相析出的关键因素^[23]。当蠕变时效应力提升至300 MPa时,蠕变时效过程中合金发生了较大的塑性变形,导致合金中的位错密度明显增加。由于位错心部弹性失配区的弹性畸变能较高^[24-25], T_1 相倾向于优先在位错位置形核,以降低形核过程中界面能和应变能的增加,因此,这些高密度位错为 T_1 相的析出提供充足的形核位置。此外,溶质原子可通过位错心部的晶格畸变管道进行短路扩散,显著提高了蠕变时效过程中固溶原子

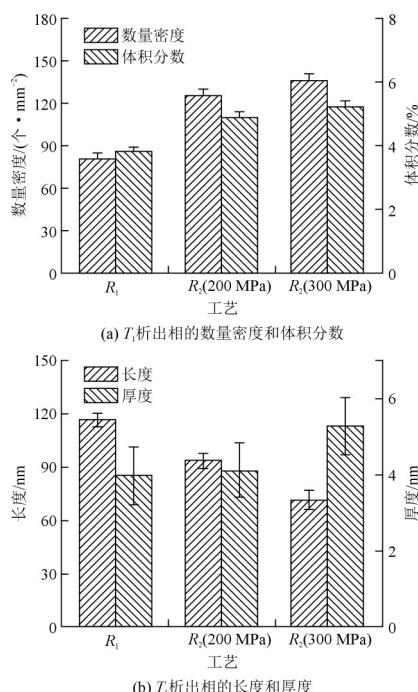


图6 R_1 工艺的T6时效工艺和 R_2 工艺的强化固溶-蠕变时效处理后合金中 T_1 析出相的组织参数

Fig.6 Microstructural parameters of T_1 precipitates in alloy after treated with T6 process in R_1 process and enhanced solution-creep aging in R_2 process

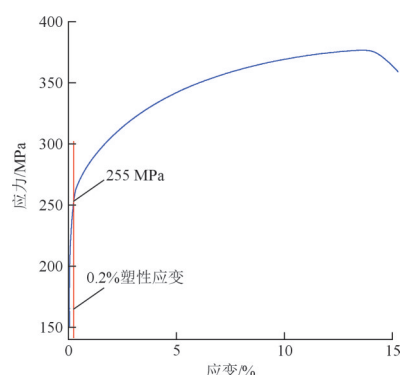


图7 固溶态合金在180 °C下的拉伸应力-应变曲线

Fig.7 Tensile stress-strain curves of as-solubilized alloy at 180 °C

表3 试验合金在180 °C下不同拉伸应力对应的塑性应变

Tab.3 Plastic strain of test alloy corresponding to different tensile stresses at 180 °C

拉伸应力/MPa	塑性应变/%
150	0
200	0.007 6
250	0.19
300	1.6
350	6.2

(Cu和Li原子)的扩散速率,从而进一步促进 T_1 相的析出^[25]。值得注意的是, T_1 相的析出消耗了大量Cu和Li原子,这在一定程度上抑制了 δ' 相的析出,导致合金中 δ' 析出相密度降低。

2.3 热加工工艺对宏观和微屈服强度的影响

从图4和图5可以看出,在 R_2 工艺处理的合金中,强化固溶-蠕变时效联合处理显著影响了合金中 T_1 析出相的数量和尺寸,这种微观结构的改变直接影响 T_1 相的析出强化效果,进而导致合金力学性能发生显著变化。为分析不同热加工工艺对时效合金力学性能的影响,对时效后的合金进行了拉伸性能测试,结果见图8。可以看出,与 R_1 工艺处理的合金相比,300 MPa蠕变应力下的 R_2 工艺处理的合金不但具有更高的宏观屈服强度和微屈服强度,同时具有更高的抗拉强度和伸长率,宏观屈服强度、微屈服强度、抗拉强度和伸长率分别提高了27.0%、45.3%、23.9%和113.0%,这表明强化固溶-蠕变时效联合处理可以实现合金强度与塑性的协同改善。

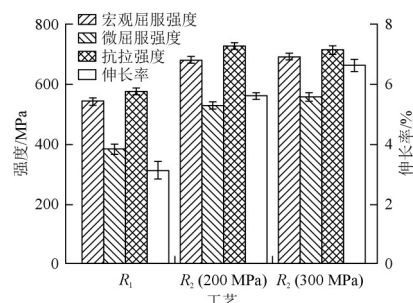


图8 不同热加工工艺处理后合金的力学性能

Fig.8 Mechanical properties of alloy treated with various heat treatment processes

根据图4和图5, R_2 工艺处理时,在200 MPa和300 MPa蠕变时效应力下,蠕变时效促进了合金中 T_1 相的析出,提高了 T_1 析出相的密度,因此蠕变时效对合金力学性能的改善主要源于 T_1 析出相的强化作用^[22,24]。图9为 R_1 和 R_2 工艺处理后,合金中 T_1 析出相密度与力学性能之间的关系。可以看出,宏观屈服强度和微屈服强度均随着 T_1 析出相体积分数的增加而升高,说明 R_2 工艺中蠕变时效对 T_1 相析出的促进作用导致了 T_1 相的快速析出,使得 R_2 工艺处理的合金中 T_1 析出相的体积分数提高,同时析出相的尺寸和间距越来越小,且分布越来越均匀。这种微观结构的演变产生了多重强化效应:①高密度的细小析出相增强了钉扎位错和阻碍位错运动的能力,从而显著提高了合金的强度;②均匀分布的细小 T_1 相有效降低了局部应力集中程度,降低了微裂纹的形核几率,最终改善了合金的塑性变形能力。

值得注意的是, R_2 工艺处理的合金中,宏观屈服强度和微屈服强度随 T_1 析出相密度的变化呈现出不同的趋势。微屈服强度随 T_1 相密度的增幅大于宏观屈服强度,这表明 T_1 相对这两种强度的强化贡献可能存在差异。图10为不同蠕变时效应力作用下蠕变时效合金的微屈服强度与宏观屈服强度的比值。可以看出,经过

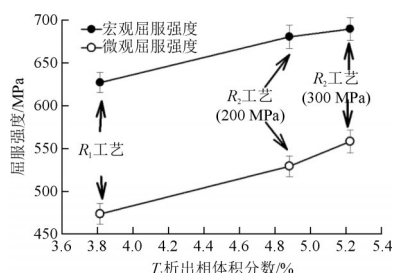


图9 合金宏观屈服强度和微屈服强度与 T_1 析出相密度的关系
Fig.9 Relationship between macro-yield strength or micro-yield strength of alloy and density of T_1 precipitates

R_2 工艺处理后合金的微屈服强度与宏观屈服强度的比值明显高于 R_1 工艺处理的合金,且这一比值随着蠕变时效应力的增加而迅速上升。这表明微屈服强度随蠕变时效应力增加的速度高于宏观屈服强度,显示出微屈服强度对蠕变时效应力更敏感。由于微屈服强度是表征材料尺寸稳定性的关键性能指标, R_2 工艺处理的合金的微屈服强度随蠕变时效应力快速增加的进一步表明,强化固溶-蠕变时效联合处理可以有效改善合金的尺寸稳定性。

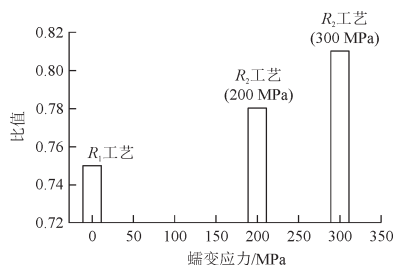


图10 合金的微屈服强度与宏观屈服强度的比值
Fig.10 Ratio of micro-yield strength to macro-yield strength of alloy

3 结 论

(1) 强化固溶处理促进了初生 T_1 和 θ 相的溶解,增加了溶质原子在基体中的过饱和度,促进了合金晶粒组织的再结晶。

(2) 强化固溶-蠕变时效处理不仅促进了 T_1 相的析出,而且抑制了 δ' 相的析出。蠕变时效对 T_1 相的析出有两种促进机制:低应力弹性变形促进原子扩散,降低 T_1 相形核的势垒;高应力塑性变形产生的大量位错为 T_1 相提供大量的形核位置,提高了 T_1 相的形核率。

(3) 强化固溶-蠕变时效处理明显提高了合金的力学性能。相较于常规T6热处理工艺,强化固溶-蠕变时效合金的屈服强度、抗拉强度和伸长率分别提高了27.0%、23.9%和113.0%。

(4) 强化固溶-蠕变时效处理对微屈服强度的提高尤为显著,较常规T6热处理合金提高了45.3%,可以有效改善合金的尺寸稳定性。

参 考 文 献

- [1] DECREUS B, DESCHAMPS A, GEUSER D F, et al. The influence of Cu/Li ratio on precipitation in Al-Cu-Li-x alloys[J]. Acta Materialia, 2013, 61: 2 207-2 218.
- [2] GUPTA R K, NAYAN NIRAJ, NAGASIREESHA G, et al. Development and characterization of Al-Li alloys[J]. Materials Science and Engineering, 2006, A420: 228-234.
- [3] KUMAR K S, HEUBAUM F H. The effect of Li content on the natural aging response of Al-Cu-Li-Mg-Ag-Zr alloys [J]. Acta Materialia, 1997, 45(6): 2 317-2 321.
- [4] WANG X M, LI G A, JIANG J T, et al. Influence of Mg content on ageing precipitation behavior of Al-Cu-Li-x alloys[J]. Materials Science and Engineering, 2019, A742: 138-149.
- [5] JIANG B, WANG H S, YID Q, et al. Effect of Ag addition on the age hardening and precipitation behavior in an Al-Cu-Li-Mg-Zn-Mn-Zr alloy[J]. Materials Characterization, 2020, 162: 110 184.
- [6] LIU D Y, MA Y L, LI J F, et al. The influence of Zn addition on microstructure of an Al-1.7Cu-4.0Li-0.4Mg alloy [J]. Journal of Materials Research and Technology, 2020, 9(2): 2 423-2 439.
- [7] SHI C C, ZHANG L, WU G H, et al. Effects of Sc addition on the microstructure and mechanical properties of cast Al-3Li-1.5Cu-0.15Zr alloy[J]. Materials Science and Engineering, 2017, A680: 232-238.
- [8] PENG Z W, LI J F, SANG F J, et al. Structures and tensile properties of Sc-containing 1445 Al-Li alloy sheet[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2018, 747: 471-483.
- [9] CHEN B A, PAN L, WANG R H, et al. Effect of solution treatment on precipitation behaviors and age hardening response of Al-Cu alloys with Sc addition[J]. Materials Science and Engineering, 2011, A530: 607-617.
- [10] LIN Y, ZHENG Z Q, LI S C. Effect of solution treatment on microstructures and mechanical properties of 2099 Al-Li alloy[J]. Archives of Civil and Mechanical Engineering, 2014, 14(1): 61-71.
- [11] XU D K, BIRBILIS N, LASHANSKY D, et al. Effect of solution treatment on the corrosion behaviour of aluminium alloy AA7150: Optimisation for corrosion resistance[J]. Corrosion Science, 2011, 53(1): 217-225.
- [12] SHEKHAR S, SARKAR R, KAR S K, et al. Effect of solution treatment and aging on microstructure and tensile properties of high strength β titanium alloy, Ti-5Al-5V-5Mo-3Cr[J]. Materials & Design, 2015, 66: 596-610.
- [13] LIU X Y, PAN Q L, LU Z L, et al. Effects of solution treatment on the microstructure and mechanical properties of Al-Cu-Mg-Ag alloy[J]. Materials & Design, 2010, 31(9): 4 392-4 397.
- [14] 姜中涛,汪鑫,周志明,等. 双级固溶工艺对7050铝合金组织与力学性能的影响[J]. 金属热处理, 2022, 47(3): 102-106.
- [15] XU D K, ROMETSCH P A, BIRBILIS N. Improved solution treatment for an as-rolled Al-Zn-Mg-Cu alloy. Part I. Characterisation of constituent particles and overheating[J]. Materials Science and Engineering, 2012, A534: 234-243.
- [16] PENG G, CHEN K, CHEN S, et al. Evolution of the second phase particles during the heating-up process of solution treatment of Al-Zn-Mg-Cu alloy[J]. Materials Science and Engineering, 2015, A641: 237-241.