

不同预变形量 T8 态时效 2195 铝锂合金微观组织与强度贡献

向正武¹ 李劲风¹ 宁红¹ 陈永来² 张绪虎²

(1 中南大学材料科学与工程学院, 长沙 410083)

(2 航天材料及工艺研究所, 北京 100076)

文 摘 以 21 mm 厚度 2195 铝锂合金板材为对象, 研究了 T8 态时效时预变形量对其微观组织及力学性能的影响以及不同因素对屈服强度的贡献。结果表明: 随着预变形量增大, 时效时析出的 T1 相尺寸减小, 数密度增大; 而 θ' 相尺寸和数密度都减小。148 °C/38 h 时效时, 预变形量从 3% 增加到 15%, 屈服强度由 596 MPa 增大到 638 MPa, 但伸长率由 13.8% 降低到 10.7%。随着预拉伸量逐渐增大, 时效析出相对屈服强度贡献逐渐降低, 而加工硬化对屈服强度的贡献逐渐提高。合金的屈服强度取决于加工硬化和时效析出强化的共同作用。

关键词 铝锂合金, 预变形, 力学性能, 析出相, 加工硬化

中图分类号: TG 146. 2

DOI: 10.12044/j.issn.1007-2330.2021.04.018

Microstructure and Strength Contribution of T8-aged 2195 Al-Li Alloy With Different Pre-stretching

XIANG Zhengwu¹ LI Jinfeng¹ NING Hong¹ CHEN Yonglai² ZHANG Xuhu²

(1 School of Materials Science and Engineering, Central South University, Changsha 410083)

(2 Aerospace Research Institute of Materials & Processing Technology, Beijing 100076)

Abstract The effect of pre-stretching on microstructure, mechanical properties and strength contribution of 2195-T8 Al-Li alloy with 21 mm plate thickness was investigated. The results show that, the diameter of T1 precipitates decrease and their number density increase with increasing the pre-stretching; while the diameter and the number density of θ' precipitates decrease. The yield strength increases from 596 MPa to 638 MPa with increasing pre-stretch from 3% to 15%, but the elongation decreases from 13.8% to 10.7% when aged at 148 °C for 38 h. With increasing the pre-stretch, the contribution of precipitation strengthening to yield decreases, and the contribution of work hardening increases. The yield strength depends on the combined effect of work hardening and precipitation strengthening.

Key words Al-Li alloy, Pre-stretching, Mechanical properties, Precipitation, Work hardening

0 引言

第三代 (Gen³) 铝锂合金比传统铝 (Al) 合金有更多特性优点, 比如密度低、比强度高、耐腐蚀性能好等^[1], 而且克服了第二代铝锂合金低韧性和高各向异性的缺点, 逐渐取代了传统的 2xxx 系和 7xxx 系合金, 在航空航天工业中得到了广泛应用^[2]。

铝锂合金的性能在很大程度上取决于时效过程中

析出的强化相, 一般包括球状的 δ' (Al_3Li) 相, 圆盘状的 θ' (Al_2Cu) 相和 T1 (Al_2CuLi) 相^[3], 其中 T1 相对强度性能贡献最大^[4]。大量研究表明^[5-10], 时效前进行预变形处理是促进第二相析出, 提高时效强度的有效方法。

2195 铝锂合金是航天运载火箭低温燃料贮箱的新型结构材料, 其 T8 时效热处理预变形范围通常在 2%~5%^[11], 而预变形量对微观组织产生显著的影响, 进而

收稿日期: 2021-06-03

基金项目: 863 项目 (No. 2013AA032401)

第一作者简介: 向正武, 1997 年出生, 硕士研究生, 主要从事铝锂合金组织与性能的研究工作。E-mail: irice9797@163.com

通信作者: 李劲风, 1971 年出生, 博士, 教授, 主要从事铝锂合金及其腐蚀与防护研究工作。E-mail: lijinfeng@csu.edu.cn

导致宏观力学性能的变化。同时,预变形产生的加工硬化也对力学性能产生明显的影响。本文研究预拉伸量到接近过饱和固溶体拉伸塑性极限时对T8态时效时微观组织和力学性能的影响,在定量统计析出相演变数据和宏观力学性能数据的基础上,阐明析出强化和形变强化的贡献,并对不同预变形导致合金力学性能差异原因进行深入研究。

1 实验

实验使用的材料为西南铝业集团有限公司提供的21 mm厚度2195铝锂合金热轧板材,其标准成分如表1所示。根据ASTM-E8M标准制备室温拉伸力学性能试验样品,在板材T/2层沿轧制方向取棒状拉伸样。试样直径为8 mm,标距为40 mm。室温拉伸在MTS-810万能力学试验机上进行,拉伸速率为2 mm/min。

试样T8热处理制度:拉伸预变形量分别为3%、6%、9%、12%、15%;人工时效温度148 ℃;时效时间38 h。

采用TecnaiG²20型透射电镜(TEM)对T8时效态样品进行微观组织观察,加速电压为200 kV。TEM试样首先机械减薄至80~100 μm,再使用双喷电解减薄仪制取,双喷液采用硝酸和甲醇(体积比为3:7)的混合溶液,仪器温度控制在-25 ℃左右。

表1 2195铝锂合金标准成分表

Tab. 1 Standard composition of 2195 Al-Li alloy % (w)									
Cu	Li	Mg	Ag	Mn	Zn	Zr	Ti	Al	
3.7~4.3	0.8~1.2	0.25~0.8	0.25~0.6	<0.25	<0.25	0.04~0.18	0.03	Bal	

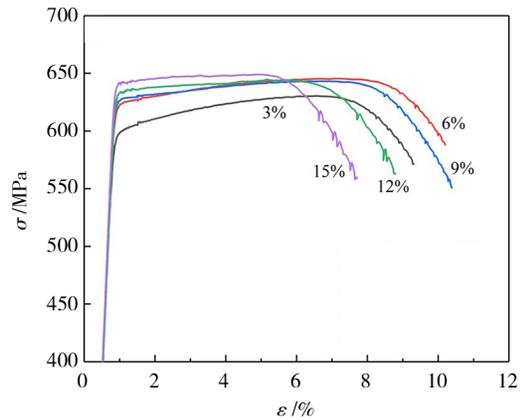
2 实验结果

2.1 力学性能

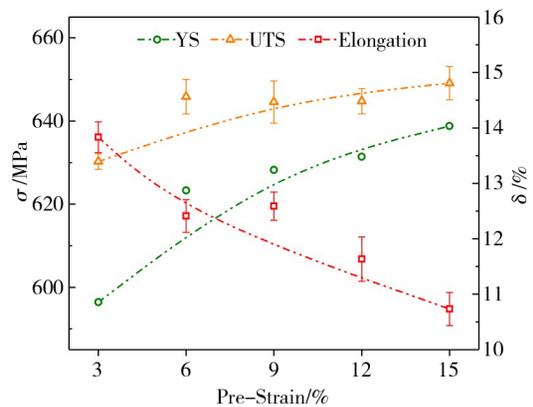
图1(a)所示为不同预变形量T8态时效2195铝锂合金拉伸时的工程应力-应变曲线。由图1(a)可知,预变形量越大,合金屈服后强度越高。在0%~6%预变形范围内增加预变形量可以显著提高合金的屈服强度和抗拉强度;当预变形量增大到9%后,对材料强度的提升十分有限,试样达到屈服后,随着拉伸形变量增加,加工硬化趋势并不明显,应力应变曲线接近水平,这一现象在预变形量大于9%后尤其突出。由图1(b)可知,随着预变形量增加,材料的屈服强度显著提高;预变形量从3%增加到15%时,屈服强度由596 MPa增加到638 MPa,伸长率则随着预变形量的增大而降低。材料整体的抗拉强度在预变形量大于6%后基本处于645 MPa平台值附近,增大预变形量对合金强度的贡献效果减弱。由图1(b)可知合金的综合力学性能在3%~6%预变形范围内取得良好匹配。

在图1的基础上,通过建立样品拉伸时真应力-应变曲线,进而可计算不同预变形量T8态时效样品

发生屈服后,其塑性变形阶段的加工硬化率曲线,即Kocks-Mecking图^[12]。



(a) Tensile stress-strain curves



(b) Mechanical properties

图1 不同预拉伸T8态2195铝锂合金室温拉伸力学性能
Fig. 1 Mechanical properties of 2195 Al-Li alloy after T8 aging at room temperature with different pre-stretch

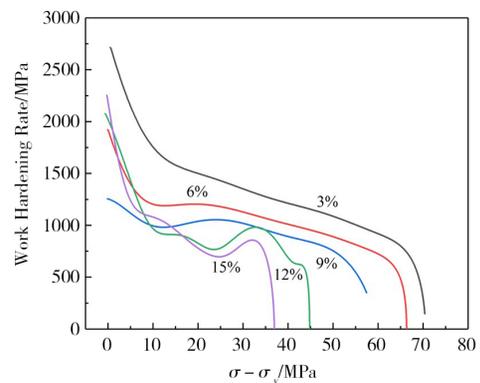


图2 不同预变形量T8态2195铝锂合金加工硬化率曲线
Fig. 2 Work hardening rate curves of 2195 Al-Li alloy with different pre-stretch in T8 state

由图2可知,3%预变形量的合金在塑性变形阶段的初始加工硬化应力为2700 MPa左右,随着应变程度增加,加工硬化应力降低到750 MPa左右,对应拉伸后期颈缩阶段。预变形量从3%增加到6%,强

度明显提高,同时加工硬化率快速下降。当预变形量大于9%时,加工硬化应力处于1 000 MPa左右,而预变形量($\geq 12\%$)增加时,加工硬化率进一步降低。加工硬化率通常反映了材料的均匀塑性变形能力,图2表明,随着预变形量的增大,2195 铝锂合金均匀塑性变形能力减弱。

2.2 微观组织

2195 铝锂合金峰时效时析出相为T1相、 θ' 相,以及少部分的 δ' 相,其主要强化相为T1相^[13-14]。图3和图4所示分别为不同预变形量T8态2195 铝锂合金 $[100]_{Al}$ 晶带轴选区电子衍射(SAED)谱和TEM暗场(DF)像照片。

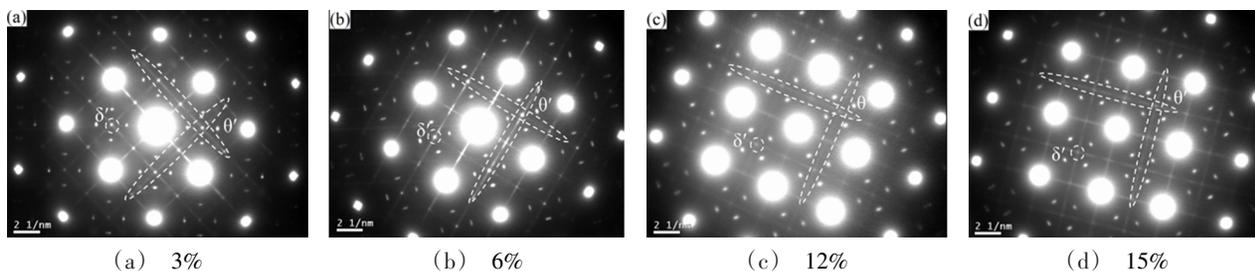


图3 不同预变形量T8态2195 铝锂合金 $[100]_{Al}$ 晶带轴SAED谱

Fig. 3 $[100]_{Al}$ SAED patterns of 2195-T8 Al-Li alloy with different pre-stretching

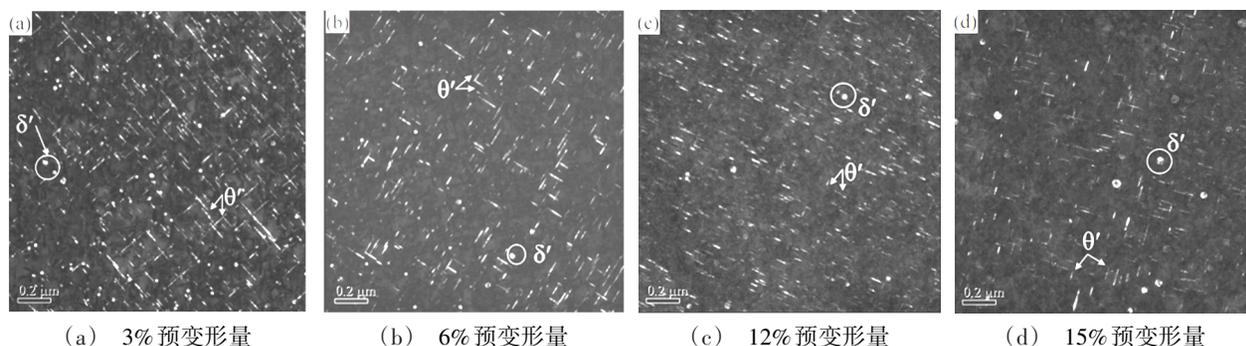


图4 不同预变形量T8态2195 铝锂合金 $[100]_{Al}$ 晶带轴 θ' 相TEM暗场像照片

Fig. 4 TEM-DF images of θ' phase in 2195-T8 Al-Li alloy with different pre-stretching along $[100]_{Al}$ zone axis

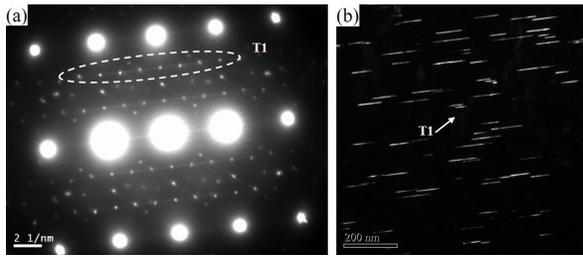
从图3(a)和(b)所示的 $[100]_{Al}$ 晶带轴SAED谱中可以观察到十分明亮的 θ' 相和 δ' 相衍射斑点,且图3(a)中 θ' 相和 δ' 相斑点相对较明亮,斑点强度更高。相应地在图4(a)和(b)所示的TEM-DF照片中可以观察到大量的 θ' 相和 δ' 相析出。3%预变形量样品对应TEM-DF照片[图4(a)]中观察到的 θ' 相数量最多、尺寸最大,球状的 δ' 相清晰可见,且数量较多。图3(c)、(d)对应12%、15%预变形量合金 θ' 相衍射斑点的强度明显减弱,且 δ' 相衍射斑点不明显。对应图4(c)、(d)DF照片可知,随着预变形量的增大,析出 θ' 相的尺寸和数量明显减小。上述观察说明,随着预变形量的增大,析出 θ' 相尺寸和数密度都减小; δ' 相数密度减少。

图5所示为3%、9%、15%预变形量T8态时效2195 铝锂合金 $[112]_{Al}$ 轴选区衍射SAED谱及TEM-DF照片。由图5(a)、(c)、(d)可知,随着预变形量的增大,T1相衍射斑点亮度增强,说明T1相衍射强度变强。图5(b)、(d)、(f)表示的TEM-DF照片可以观

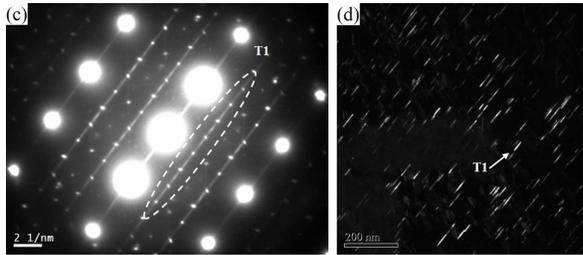
察到析出T1相的尺寸随着预变形量的增加而显著减小。如图5(b)、(d)、(f)所示,3%预变形量时析出T1相的尺寸远大于9%和15%预变形量时析出的T1相尺寸;由TEM-DF照片中T1相分布可知,随着预变形量的增加,析出T1相的数量明显增多,且在基体中的分布更加均匀。

由于T1相强化效果最好,因此对微观区域内时效析出T1相的平面尺寸和数密度进行了详细的统计,利用Image-Pro图像处理软件对不同预变形量样品的T1相TEM暗场像进行尺寸与数密度的统计(每一个状态统计三张TEM图片),统计的T1相尺寸分布如图6所示。

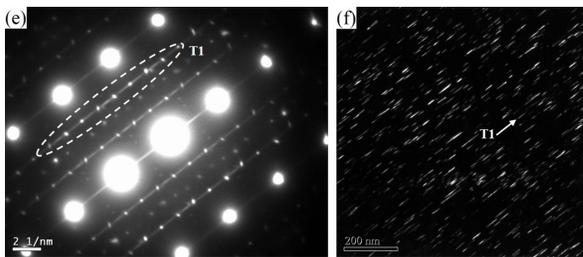
由图6可知:预变形量为3%时,T1相尺寸分布范围十分广泛,且分布频率较低,T1相尺寸差异较大;随着预变形量的增加,T1相尺寸主要分布范围逐渐缩小,说明T1相尺寸差异减小。当变形量增加到15%,T1相的尺寸分布十分集中,这意味着基体中析出的T1相尺寸更加均匀。



(a)、(b) 3% 预变形量



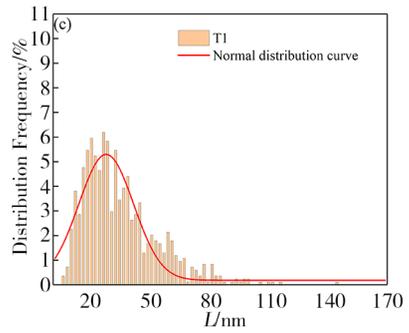
(c)、(d) 9% 预变形量



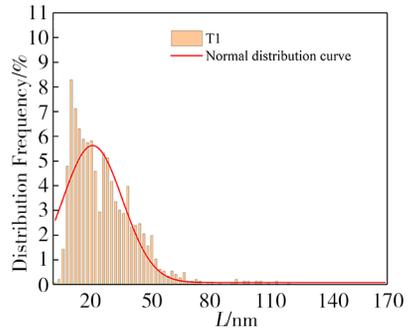
(e)、(f) 15% 预变形量

图5 不同预变形量T8态2195铝锂合金 $[112]_{Al}$ 晶带轴SAED谱及T1相的TEM暗场像照片

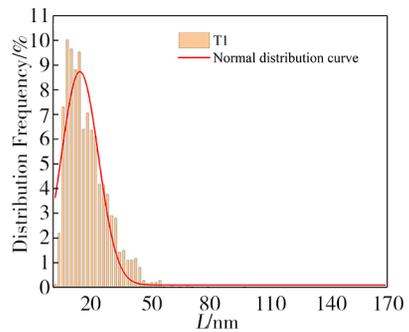
Fig. 5 $[112]_{Al}$ SAED patterns and TEM-DF images of T1 phase in 2195-T8 Al-Li alloy with different pre-stretching



(c) 9% 预变形量



(d) 12% 预变形量



(e) 15% 预变形量

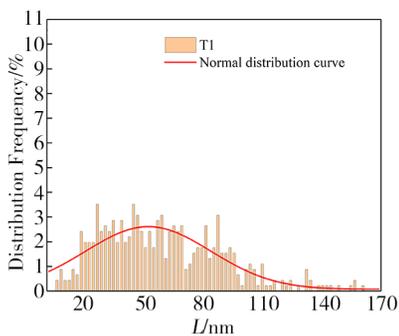
图6 不同预变形量T8态时效2195铝锂合金T1相尺寸分布

Fig. 6 Size distribution of T1 phase in 2195-T8 Al-Li alloy with different pre-stretching

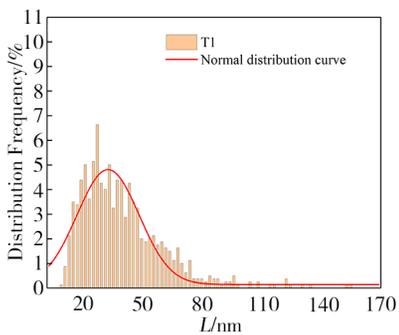
图7所示为2195铝锂合金不同预变形量T8态时效测量的T1相平均尺寸及数密度统计图。随着预变形量增大到15%，平均尺寸不断减小，这与以前的研究结果一致^[15-16]。Thomas Dorin等人^[17]的研究表明T1相的粗化一般出现在长时间人工时效(>500 h)或者较高温度(190 °C)时效过程中。因此可以认为本文T8态时效T1相的厚度保持不变，一般认为T8态峰时效T1相的厚度保持在1.3 nm左右。由于溶质含量一定，2195铝锂合金在同一温度峰时效状态下析出的体积分数保持恒定^[11]，由公式(1)可以推导数密度的变化：

$$N = \frac{4f_v}{\pi t D^2} \quad (1)$$

式中， t 是T1相平均厚度， D 是T1相平均直径， f_v 是析出相体积分数。即同等溶质浓度，由公式(1)可得析



(a) 3% 预变形量



(b) 6% 预变形量

出相数密度与平均直径的平方成反比。测量的平均尺寸与数密度很好的符合了上述数量关系。以3%预变形量T8态时效的TEM照片统计数密度作为基准,通过公式(1)预测不同预变形量T8态时效时T1相的面密度,预测数密度与实际统计数密度基本吻合且符合数量关系。

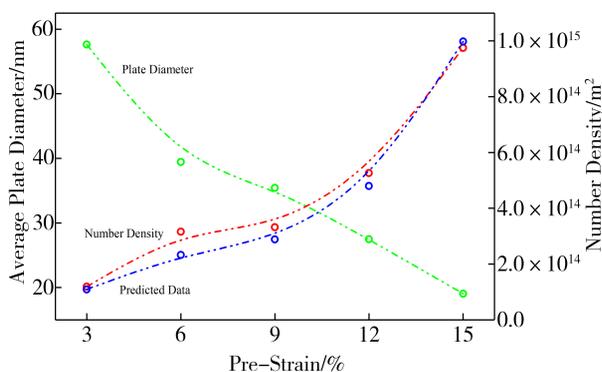


图7 不同预变形量T8态2195铝锂合金T1相平均尺寸及数密度

Fig. 7 Average size and number density of T1 phase in 2195-T8 Al-Li alloy with different pre-stretching

3 分析与讨论

研究发现^[16],人工时效前进行预变形处理可以有效地促进T1相的形核,并影响主要析出相如T1相、 θ' 相等的尺寸以及分布,进而对析出相强化产生影响。TEM-DF照片表明:随着预变形量增大,T1相尺寸减小,数密度增大; θ' 相尺寸减小,数密度减小; δ' 相数密度减少。这是因为预变形引入的大量位错可以作为T1相的非均匀形核位置,从而使整个基体中析出高数密度的T1弥散相^[18]。Al-Cu-Li-Mg系合金中T1相在析出时具有最强的竞争力,Mg、Cu原子在位错处相互作用强烈,形成大量的Mg-Cu原子团簇,Mg-Cu原子团簇结构极大地促进T1相的形核长大^[19]。虽然T1相、 θ' 相均可在位错上形核析出,但是T1相在位错处的大量形核减少了 θ' 相的形核位置。同时T1相、 θ' 相的形核长大均需要消耗Cu原子,其长大过程中存在析出竞争。因此预变形引入位错密度越大,越促进T1相的析出,从而抑制了 θ' 相在位错处的析出。图3和图4表明增大预变形量可抑制 δ' 相的时效析出,与KIM等人^[20]的研究一致。这一方面是因为 δ' 相本身为亚稳相,与基体完全共格,预变形引入位错对其形核无促进作用;另外一方面是因为预变形引入的大量位错促进了T1相的析出,T1相析出长大过程需要与 δ' 相争夺Li原子;而且T1相在大预变形量处理后能够在基体中更快的形核长大,时效中后期T1相的生长消耗 δ' 相和 θ' 相。上述原因导致增大预变形量将同时抑制 θ' 相和 δ' 相的

析出^[15,21]。

图1表明增加预变形量到9%及以上时对2195铝锂合金强度提升作用十分有限,本文利用RODGERS等人^[11]构建的屈服强度模型[式(2)]来探究不同预变形量对屈服强度以及不同强化方式强化贡献的影响。

$$\sigma_y = M(\tau_B + \Delta\tau_d + \Delta\tau_p) \quad (2)$$

式中, σ_y 为材料的屈服强度, τ_B 为材料基体的抗剪切强度, $\Delta\tau_d$ 为应变硬化贡献的强度, $\Delta\tau_p$ 为析出相强化, M 为泰勒因子^[22-23]。合金固溶态的抗剪切强度通常由两部分构成,一部分为晶格本身的抗剪切强度,一部分为固溶强化贡献的强度。有研究表明^[24],时效后基体中仍然会有大量的Cu原子残留,同时因为固溶带来的强化贡献相对较少,本文将时效过程中固溶强化贡献视为与固溶态固溶强化贡献一致。因此 τ_B 可以视为基体固溶态屈服强度的表现。P. B. Prangnell等人^[11]利用XRD衍射峰半高宽研究不同预变形量的位错密度,结果表明随着预变形量的增加,150℃人工时效过程中位错得到了很好的保留。可以认为预变形引起应变强化对材料屈服强度的强化贡献大部分被保留到了峰时效状态。通过测试固溶处理后马上进行预变形处理试样的屈服强度(此状态相当于未进行自然时效,定义为Pre-T3态),可以视作基体固溶强化和预变形导致应变强化两者的叠加。

对于2195铝锂合金而言,T1相是其强化相,其析出相强化效果主要是基于时效过程中T1相的析出。因此,时效前后屈服强度的变化可以视作T1相析出强化的贡献。通过分别测试样品固溶态,Pre-T3态以及T8时效态力学性能数据,将其与理论模型结合起来构建了2195-T8铝锂合金强化贡献占比模型,如图8所示。随着预变形量的增加,T1相强化效果逐渐减弱,应变硬化贡献的强度逐渐增强。

通常认为T8时效态屈服强度的增加是析出相强化的结果。图8所示模型表明,2195铝锂合金的屈服强度取决于应变硬化和析出相强化的共同作用。T1相作为2195铝锂合金主要的强化相,其形态、尺寸、数密度以及分布情况决定了析出强化对屈服强度的贡献。根据NIE等人^[25]的研究,T1相的长宽比与直径大小比高数密度的析出分布更能决定其强化贡献。图7统计结果表明,随着预变形量的增大,盘状T1相的数密度增加,但是其直径大幅度下降,这直接导致了T1相析出强化效果的减弱,同时使得合金均匀塑形能力减弱。而由于预变形量增加,位错密度大幅增加,引起的应变硬化效果增强。当变形量为15%时,应变强化带来的强化效果与T1相析

出强化效果相当。同时位错密度的大幅度增加可能导致位错缠结,对T1相的析出形态和分布不利,高数密度的T1相会导致拉伸变形时位错运动的自由程极大减小,从而导致伸长率降低^[15]。

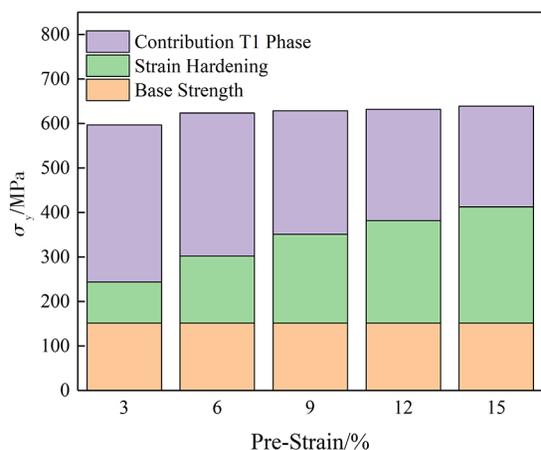


图8 预变形量对T8态时效屈服强度强化贡献模型的影响
Fig. 8 The influence of pre-stretching on contribution model of T8 aging yield strength enhancement

4 结论

(1)预变形引入大量位错促进了2195铝锂合金中T1相的时效析出,同时抑制了 θ' 相和 δ' 相的析出。随着预变形量的增大,T1相尺寸减小,数密度增大; θ' 相尺寸和数密度都减小; δ' 相数密度减少。

(2)预变形量从3%增大到15%,2195铝锂合金的屈服强度由596 MPa增加到638 MPa,但伸长率由13.8%降低到10.7%;随着预变形量的增大,T8时效态的加工硬化率降低,塑性变形能力减弱。

(3)2195铝锂合金的屈服强度取决于应变硬化和时效析出相强化的共同作用。随着预变形量逐渐增大,时效析出相对屈服强度的贡献逐渐降低,而应变硬化对屈服强度的贡献逐渐提高。

参考文献

[1] 郑子樵,李劲风,陈志国,等. 铝锂合金的合金化与微观组织演化[J]. 中国有色金属学报, 2011, 21(10): 2337-2351.
ZHENG Z Q, LI J F, CHEN Z G, et al. Alloying and microstructural evolution of Al-Li alloys[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2011, 21(10): 2337-2351.

[2] RIOJA R J, LIU J. The evolution of Al-Li base products for aerospace and space applications[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2012, 43(9): 3325-3337.

[3] EL-ATY A A, YONG X, GUO X Z, et al. Strengthening mechanisms, stretching behavior, and anisotropic mechanical properties of Al-Li alloys: A review[J]. Journal of Advanced Research, 2018(10): 49-67.

[4] DECREUS B, DECHAMPS A, DE GEUSER F, et al. The influence of Cu/Li ratio on precipitation in Al-Cu-Li-X 宇航材料工艺 <http://www.yhclgy.com> 2021年 第4期

alloys[J]. Acta Materialia, 2013, 61(6): 2207-2218.

[5] HUANG Y J, CHEN Z G, ZHENG Z Q. A conventional thermo-mechanical process of Al-Cu-Mg alloy for increasing ductility while maintaining high strength[J]. Scripta Materialia, 2011, 64(5): 382-385.

[6] 李劲风,张健,郑子樵,等. 一种新型超高强铝锂合金薄板的时效行为与微观组织[J]. 宇航材料工艺, 2016, 46(5): 62-67.

LI J F, ZHANG J, ZHENG Z Q, et al. Aging behavior and microstructure of a new super-high strength Al-Li alloy sheet[J]. Aerospace Materials & Technology, 2016, 46(5): 62-67.

[7] HEKMAT-ARDAKAN A, ELGALLAD E M, AIERSCH F, et al. Microstructural evolution and mechanical properties of as-cast and T6-treated AA2195 DC cast alloy[J]. Materials Science and Engineering: A, 2012, 558: 76-81.

[8] DORIN T, DESCHAMPS A, DE GEUSER F, et al. Quantitative description of the T1 formation kinetics in an Al-Cu-Li alloy using differential scanning calorimetry, small-angle X-ray scattering and transmission electron microscopy[J]. Philosophical Magazine (Abingdon, England), 2014, 94(10): 1012-1030.

[9] DURSUN T, COSTAS S. Recent developments in advanced aircraft aluminium alloys[J]. Materials and Design, 2014, 56: 862-871.

[10] CVIHOVI Z, VRATNICA M, CVIHOVI A I. The influences of multiscale-sized second-phase particles on fracture behaviour of overaged 7000 alloys[J]. Procedia Engineering, 2009, 1(1): 35-38.

[11] RODGERS B I, PRANGNELL P B. Quantification of the influence of increased pre-stretching on microstructure-strength relationships in the Al-Cu-Li alloy AA2195[J]. Acta Materialia, 2016, 108: 55-67.

[12] DESCHAMPS A, DECREUS B, DE GEUSER F, et al. The influence of precipitation on plastic stretching of Al-Cu-Li alloys[J]. Acta Materialia, 2013, 61(11): 4010-4021.

[13] 朱宏伟,陈永来,马鹏程,等. 2195铝锂合金的形变热处理工艺优化[J]. 金属热处理, 2019, 44(12): 143-147.

ZHU H W, CHEN Y L, MA P C, et al. Optimization of thermo-mechanical treatment process of 2195 Al-Li alloy[J]. Heat Treatment of Metals, 2019, 44(12): 143-147.

[14] 马云龙,李劲风,刘观日,等. 重固溶-不同温度T8再时效2195铝锂合金的力学性能与显微组织演化[J]. 中国有色金属学报, 2017, 27(2): 234-242.

MA Y L, LI J F, LIU G R, et al. Microstructural evolution and mechanical properties of 2195 Al-Li alloy during T8 re-aging at various temperatures following re-resolution[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2017, 27(2): 234-242.

[15] 汪洁霞,刘晴,李劲风,等. 时效处理对新型超高强Al-Cu-Li-X合金薄板的力学性能和微观组织的影响[J]. 中南大学学报(自然科学版), 2018, 49(4): 30-37.

WANG J X, LIU Q, LI J F, et al. Effect of aging treatment

on mechanical properties and microstructures of super-high strength Al-Cu-Li-X alloy [J]. *Journal of Central South University(Science and Technology)*, 2018, 49(4): 30-37.

[16] 张健,朱瑞华,李劲风,等. 时效前处理对新型 Al-Cu-Li-X 合金力学性能和显微组织的影响[J]. *中国有色金属学报*, 2015, 25(12): 3300-3308.

ZHANG J, ZHU R H, LI J F, et al. Effect of heat treatment before aging on tensile properties and microstructures of new Al-Cu-Li-X alloy[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2015, 25(12): 3300-3308.

[17] DORIN T, DESCHAMPS A, DE GEUSER F, et al. Quantification and modelling of the microstructure/strength relationship by tailoring the morphological parameters of the T1 phase in an Al-Cu-Li alloy [J]. *Acta Materialia*, 2014, 75: 134-146.

[18] GABLE B M, ZHU A W, CSONTOS A A, et al. The role of plastic stretching on the competitive microstructural evolution and mechanical properties of a novel Al-Li-Cu-X alloy [J]. *Journal of Light Metals*, 2001, 1(1): 1-14.

[19] GUMBMANN E, LEFEBVRE W, GEUSER F D, et al. The effect of minor solute additions on the precipitation path of an Al-Cu-Li alloy[J]. *Acta Materialia*, 2016, 115: 104-114.

[20] KIM J D, PARK J K. Effect of stretching on the precipitation kinetics of an Al-2.0Li-2.8Cu-0.5Mg(-0.13Zr) alloy[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 1993, 24(12): 2613-2621.

[21] HUANG B P, ZHENG Z Q, YIN D F, et al. Effect of trace Ag and Mg additions on mechanical properties and microstructures of 2195 alloy [J]. *Materials Science Forum*, 1996, 217-222: 1239-1244.

[22] STARINK M J, WANG S C. A model for the yield strength of overaged Al-Zn-Mg-Cu alloys [J]. *Acta Materialia*, 2003, 51(17): 5131-5150.

[23] STARINK M J, DESCHAMPS A, WANG S C. The strength of friction stir welded and friction stir processed aluminium alloys[J]. *Scripta Materialia*, 2008, 58(5): 377-382.

[24] TEIXEIRA J, CRAM D G, BOURGEOIS L, et al. On the strengthening response of aluminum alloys containing shear-resistant plate-shaped precipitates [J]. *Acta Materialia*, 2008, 56(20): 6109-6122.

[25] NIE J F, MUDDLE B C, POLMEAR I J. The effect of precipitate shape and orientation on dispersion strengthening in high strength aluminium alloys [J]. *Materials Science Forum*, 1996, 217-222: 1257-1262.