

Mn 对挤压态 Al-Li-Zr-Sc 合金组织性能的影响

肖代红 孙伯儒 吴名冬 黄兰萍 刘文胜
(中南大学轻质高强结构材料重点实验室)

摘 要 采用真空熔炼铸造及热挤压方法制备了 Al-3Li-0.1Zr-0.1Sc- x Mn($x=0, 1.2, 5$, 质量分数, %)合金。通过金相显微镜、扫描电镜、拉伸性能、维氏硬度、纳米压痕等测试方法,研究了 Mn 的添加对合金强度、弹性模量及显微组织的影响。结果表明,Mn 的添加缩短了合金的时效硬化过程,提高了合金硬度,促进合金中 δ' -Al₃Li 相的时效析出。Mn 含量为 1.2% 时,Al-3Li-0.1Zr-0.1Sc-1.2Mn 合金的抗拉强度达到 536 MPa,弹性模量达到 82.7 GPa,比模量达到 32.4 GPa·cm³/g。此外,讨论了固溶体及第二相与合金弹性模量的关系。

关键词 Al-Li 合金;Mn 元素;时效析出;弹性模量;力学性能

中图分类号 TG146.21 **文献标志码** A

DOI:10.15980/j.tzzz.2023.05.002 开放科学(资源服务)标识码(OSID):



Effects of Mn on Microstructure and Properties of Extruded Al-Li-Zr-Sc Alloys

Xiao Daihong, Sun Boru, Wu Mingdong, Huang Lanping, Liu Wensheng
(Science and Technology on High-strength Structural Materials, Central South University)

Abstract: Al-3Li-0.1Zr-0.1Sc- x Mn($x=0, 1.2, 5$, %) alloys were prepared by vacuum melting and hot extrusion. The effects of Mn addition on microstructure and properties of the alloys were investigated by optical microscope, scanning electron microscope, tensile test, Vickers hardness and nano-indentation. The results indicate that Mn addition can significantly shorten the aging hardening process and increase the hardness of alloy, promoting the aging precipitation of δ' -Al₃Li phase. When the content of Mn is 1.2%, the tensile strength, modulus and specific modulus of Al-3Li-0.1Zr-0.1Sc-1.2Mn alloy reach 536 MPa, 82.67 GPa and 32.42 GPa·cm³/g, respectively. Moreover, the relationship between elastic modulus and solid solution or second phase were discussed.

Key Words: Al-Li Alloy, Mn, Aging Precipitation, Elastic Modulus, Mechanical Properties

高强度、高刚度轻质材料的应用能使飞行器降低自重,提高飞行效率^[1]。研究显示,向铝基体中添加一定量的 Li 可在降低铝合金密度的同时提高弹性模量^[2-3]。Al-Li-Cu 与 Al-Li-Mg 系合金是目前航空航天工业中主要使用的两类 Al-Li 合金。Al-Li-Cu 系合金相较于传统 Al-Zn-Mg-Cu 系合金密度下降了 10%,比模量提升 25%^[4],但其比模量低于 28 GPa·cm³/g,同时大厚截面材料各向异性严重,加工性能较差,易产生孔开裂与分层^[4-6]。Al-Li-Mg 系合金具有低密度、中等强度、可焊性等特点,尽管其比模量能达到 30 GPa·cm³/g,但其屈服强度低于 450 MPa,难以满足更高性能飞行器的要求^[4,7-8]。

Mn 作为一种重要的金属元素被广泛添加到铝合金中,其在铝基体中的最大固溶度为 1.82%^[9]。LEYSON G P M 等^[10]通过第一性原理计算,为 Al-Mn

二元合金屈服强度随 Mn 元素溶质浓度的上升而提高提供了理论依据。研究发现,Mn 加入 Al 合金中会形成 Al₆Mn 弥散相,有效改善 Al-Li 合金基体中的应变局部化效应,提高其延展性和断裂韧性^[11-13]。向 Al-Li 合金中添加 Zr、Sc 等稀土元素,不仅可以产生细晶强化与亚结构强化效果,而且 Al₃Zr、Al₃Sc 的析出还会产生沉淀强化^[14-15]。然而,目前尚未出现关于 Mn 对变形后 Al-Li-Zr-Sc 合金的组织性能影响的报道。本研究揭示了不同 Mn 含量对变形后 Al-Li-Zr-Sc 合金组织、力学性能、时效析出与弹性模量的影响,为开发新型低密度、高强度、高模量的 Al-Li 合金提供参考。

1 试验材料与方法

采用真空熔铸方法制备了不同 Mn 含量的 Al-Li-

收稿日期:2022-10-13
基金项目:轻质高强结构材料重点实验室基金资助项目(202005);中南大学大型仪器开放共享基金资助项目(202230)
第一作者简介:肖代红,男,1971 年出生,教授,长沙(410083),E-mail:daihongx@csu.edu.cn
引用格式:肖代红,孙伯儒,吴名冬,等. Mn 对挤压态 Al-Li-Zr-Sc 合金组织性能的影响[J]. 特种铸造及有色合金,2023,43(5):583-589.
XIAO D H, SUN B R, WU M D, et al. Effects of Mn on microstructure and properties of extruded Al-Li-Zr-Sc alloys[J]. Special Casting & Nonferrous Alloys, 2023, 43(5):583-589.

Zr-Sc 合金,成分见表 1。铸锭在 500 ℃下均匀化退火后,以挤压比为 20 : 1,温度为 430 ℃挤压成棒材。挤压材在 480 ℃固溶处理并水淬,然后在 145 ℃下进行等温时效处理。

采用 SOPTOP-RX50M 金相显微镜(OM)、TESCAN MIRA4 扫描电镜(SEM)、OXFORD Nor-dlysMax2 电子背散射衍射仪(EBSD)与 TalosF200X 透射电镜(TEM)对不同 Mn 含量的合金进行了微观结构的表征。利用 HKL Channel 5 软件分析所得 EBSD 图像。TEM 试样先机械打磨至 70 μm,并冲压为直径 ϕ3 mm 的圆片后,利用体积分数为 30%的 HNO₃ + 70%的 CH₃OH 混合液在 RL-2 型电解双喷减薄仪中进行减薄。采用 HVT-1000A 维氏显微硬度计、Instron 8802 电子万能材料试验机与 CSM-UNHT 压痕测试仪等对试样进行测试,获得了 Al-Li 合金强度、塑性与弹性模量等相关性能。

表 1 Al-Li-Zr-Sc-Mn 的名义成分

Tab.1 Nominal composition of Al-Li-Zr-Sc-Mn %					
合金	w _B				
	Li	Zr	Sc	Mn	Al
1	3	0.1	0.1	—	余量
2	3	0.1	0.1	1.2	余量
3	3	0.1	0.1	5.0	余量

2 试验结果与分析

2.1 挤压变形组织分析

图 1 为合金挤压棒材轴向剖面的 OM 图。可以看出,不同 Mn 含量的合金铸锭经挤压后,基体组织沿挤压轴向呈纤维状,其中第二相粒子也主要沿挤压轴向排布。合金 1 与合金 2 中的第二相尺寸较小,但合金 2 中的第二相分布更加均匀。随着 Mn 含量增加,合金 3 中的第二相尺寸较大,分布集中,并带有明显的尖锐棱角,而且由于挤压外力的作用产生了一定程度的破碎。同时,合金 3 中大尺寸第二相的存在影响了挤压处理下纤维组织的取向。

图 2 为不同 Mn 含量合金热挤压后的 SEM 图及 EDS 分析。可以看出,合金 1 基体中仅存在具有规则几何形状的第二相粒子,推测其为 Al₃(Zr,Sc)相。合金 2 基体中不仅存在较大具有规则几何形状的 Al₆Mn 相粒子,而且存在许多细小弥散分布的 AlMn 相粒子。合金 3 基体中不仅存在更大的具有规则几何形状的第二相粒子,而且大尺寸的第二相出现了不同的衬度,并存在许多细小弥散分布的第二相粒子。经 EDS 分析,两种 AlMn 相衬度不同主要是其 Mn 含量具有差异,根

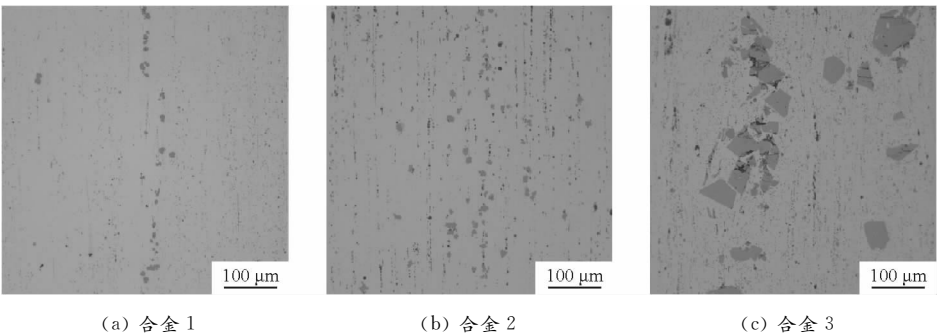


图 1 Al-3Li-0.1Zr-0.1Sc-xMn 合金挤压处理后轴向的 OM 图

Fig.1 OM images of Al-3Li-0.1Zr-0.1Sc-xMn alloys along axial direction after extrusion treatment

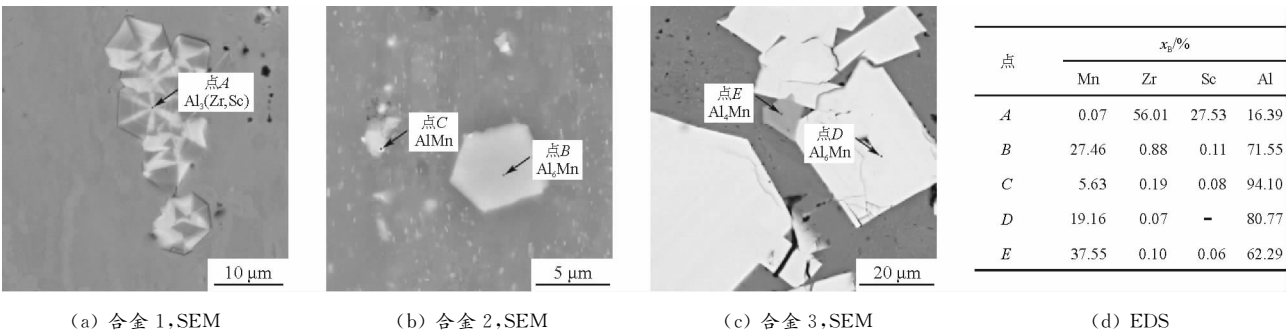


图 2 热挤压处理下 Al-3Li-0.1Zr-0.1Sc-xMn 合金的 SEM 图像及 EDS 分析

Fig.2 SEM images and EDS analysis of Al-3Li-0.1Zr-0.1Sc-xMn alloys after hot extrusion treatment

据相关研究,两种 AlMn 相分别应为 Al₆Mn 相与 Al₁Mn 相^[11]。

图 3 为不同 Mn 含量合金热挤压后轴向的晶体取

向分布图和晶界取向差统计图。可以看出,挤压处理下,合金 1 与合金 2 中的晶粒沿轴线剖面呈条带状分布,并且存在大量小角度晶界,但合金 2 中晶粒尺寸较

小。合金 3 中的晶粒虽然也大致沿轴线剖面呈条带状分布,但其晶粒分布走向明显受到大尺寸第二相干扰,相较于合金 1 与合金 2 出现了明显的等轴晶粒,并且具有更复杂的取向分布。随着 Mn 含量增加,合金 1~3 中小角度晶界比例逐渐降低,分别为 98.50%、77.06% 和 68.31%;晶粒平均取向差逐渐提高,分别为 2.48°、11.36°和 15.07°。因此,Mn 的加入在一定程度上影响了合金挤压过程中晶体受应力的取向变化,使其趋向于复杂。

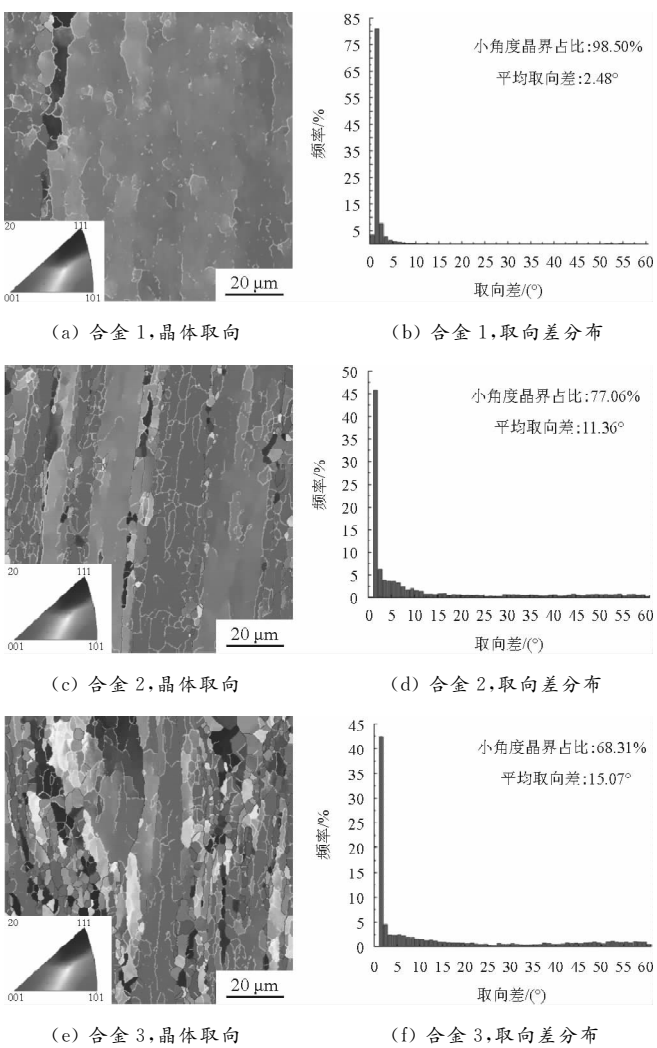


图 3 合金经挤压处理后的轴向晶体取向分布和晶界取向差异统计

Fig.3 Axial crystal orientation distribution and grain boundary orientation difference statistics of the alloys after extrusion treatment

2.2 固溶时效态组织性能分析

图 4 为不同 Mn 含量合金固溶处理后轴向的晶体取向分布图和晶界取向差统计图。可以看出,与固溶前相比,合金 1 晶粒沿轴线剖面仍基本呈条带状分布。合金 2 和合金 3 中出现了更多细小的等轴晶粒,并且取向分布也更为复杂。合金在相同固溶条件下,相较于固溶

处理前,合金 1 中小角度晶界比例基本不变,但合金 2 与合金 3 中小角度晶界比例提升了约 10%,晶粒平均取向差也分别降低为 7.46°和 11.67°。这是由于固溶处理过程中回复再结晶现象的发生,部分晶界合并同时向小角度方向转变,Mn 的存在加速了合金固溶状态下晶界的转变。

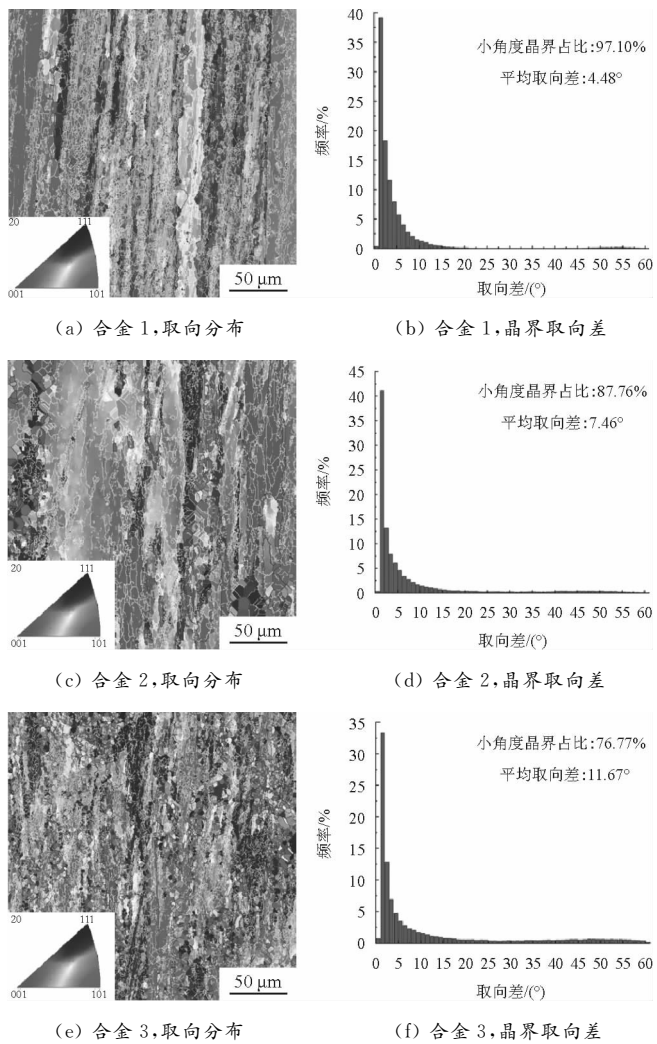


图 4 固溶处理后挤压合金的轴向晶向分布图和晶界取向差统计图

Fig.4 Axial crystal orientation distribution and grain boundary orientation difference statistics of the extruded alloys after solid solution treatment

图 5 为不同 Mn 含量合金固溶处理后轴向的晶体再结晶分布与统计图。可以看出,Mn 的加入使合金 2 固溶处理下再结晶晶粒与亚组织比例增加。当 Mn 含量进一步提高,合金 3 固溶处理下再结晶晶粒比例基本不变,而亚组织比例下降,取而代之是畸变较大的组织。这是由于在外力作用下部分大尺寸和弥散的 AlMn 相破碎与基体脱离,使合金畸变能增加同时形成大量的空位与位错,并且在相同固溶处理下再结晶晶粒在破碎的 AlMn 相附近快速优先形核。但破碎的大尺寸第二相

的存在也对较大畸变组织向亚结构组织的转变产生了一定的阻力。因此 AlMn 第二相在一定程度上促进了固溶处理中合金回复再结晶过程,但也将抑制再结晶晶粒的长大与粗化。

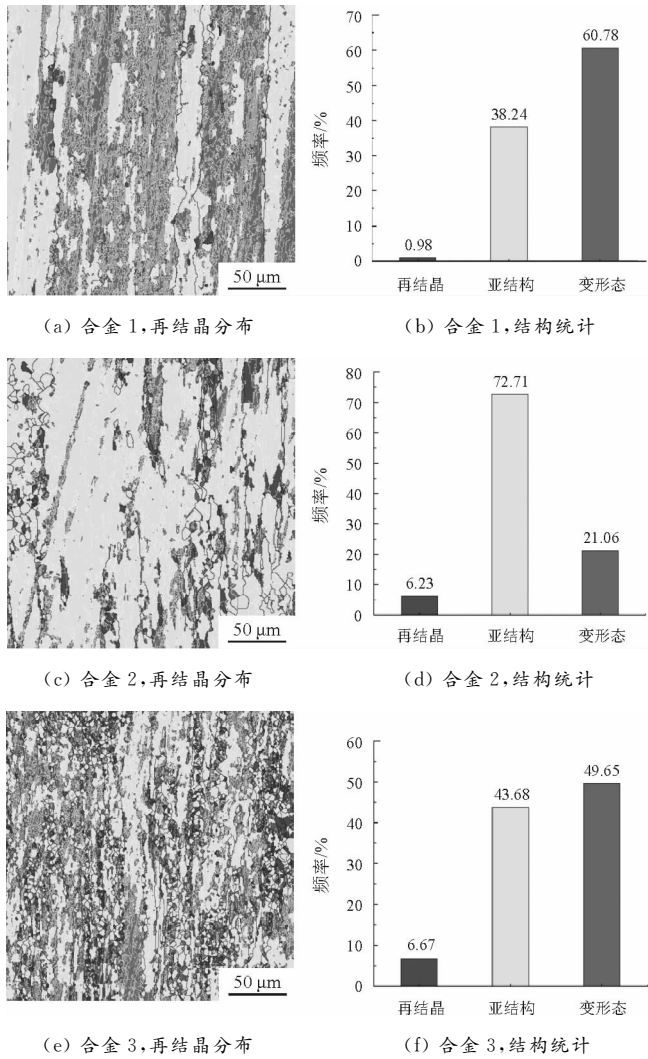


图 5 固溶处理后挤压合金轴向的晶体再结晶分布与统计图

Fig.5 Distribution diagrams and statistics of axial crystal recrystallization of the extruded alloys after solid solution treatment

图 6 为不同 Mn 含量合金经 145 °C 处理的时效硬化曲线。可见随着 Mn 含量提高,合金的时效响应速度明显提高,同时 Al-Li 合金无时效与峰时效的硬度值也明显提高。在 0~24 h 时硬度增长较为迅速,时效硬化曲线曲率较大,3 种合金均处于欠时效状态。随着时效处理的持续进行,合金 1 在时效 112 h 后硬度变化不明显;合金 2 在时效 64 h 时硬度达到峰值后,继续时效硬度略微下降,而后基本保持平稳;合金 3 在时效 56 h 时硬度达到峰值后,继续时效硬度同样略微下降。Mn 含量不同的合金 2 与合金 3 峰时效的硬度基本相同,这表明当 Mn 在铝基体中接近饱和固溶度后,继续添加 Mn

并不能带来合金峰时效硬度的提高。随着时效时间延长,含 Mn 的合金硬度会出现小幅下降,这可能与含 Mn 的弥散相会促进稳定的 δ -AlLi 相的形成,导致热处理后合金力学性能的下降低有关。

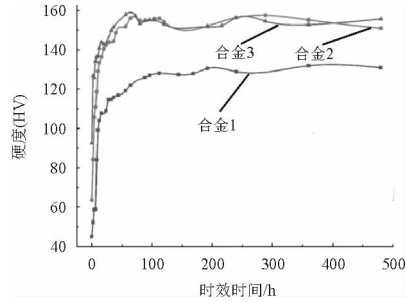


图 6 不同 Mn 含量合金在 145 °C 下的时效硬化曲线
Fig.6 Aging hardening curves of alloys with different Mn contents at 145 °C

对 145 °C 时效处理 64 h 的 3 种合金进行了室温拉伸测试,结果见图 7。可以看出,合金 1 的抗拉强度 (σ_b)、屈服强度 ($\sigma_{0.2}$) 与伸长率 (δ) 分别为 366.2 MPa、309.3 MPa 和 2.79%。当 Mn 含量增加到 1.2% 时,合金 2 的抗拉强度提升到 536.0 MPa,增幅接近 46.4%,屈服强度大幅提升至 502.5 MPa,增幅接近 62.5%,同时伸长率也提升至 4.01%。当 Mn 含量增加至 5.0% 时,合金 3 的抗拉强度大幅下降至 386.2 MPa,仅比合金 1 提高了 20 MPa,屈服强度也下降至 384.9 MPa,伸长率下降更为严重,仅有 0.76%。因此,向 Al-Li 合金中添加 1.2% 的 Mn 可以显著提高合金的抗拉强度、屈服强度与伸长率。然而过量的 Mn (5.0%) 的加入使得合金中生成较多的大尺寸 AlMn 第二相,同时其尖锐的几何棱角容易造成局部应力集中,对合金的力学性能不利。

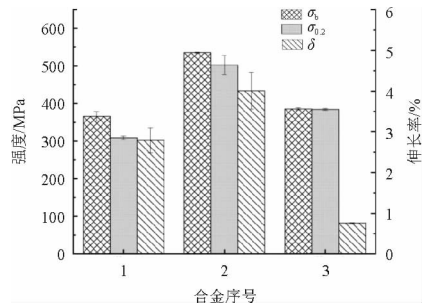


图 7 固溶时效处理后合金的室温力学性能

Fig.7 Mechanical properties of the alloys after solution aging treatment at room temperature

图 8 为不同 Mn 含量下合金室温拉伸后的断口形貌。不含 Mn 的合金拉伸断口形貌表现为沿晶与穿晶的混合型断裂,既出现了小范围的解理面,又存在光滑的撕裂棱(见图 8a)。随着 Mn 的加入,合金拉伸断口形貌转变为典型的脆性解理与韧性断裂并存的混合型

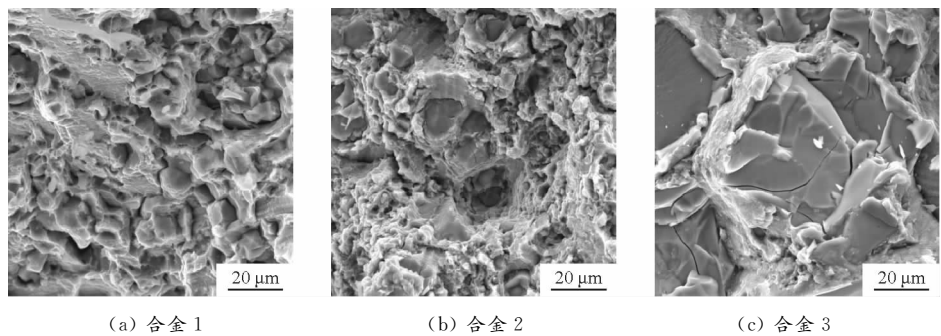


图 8 合金室温拉伸下的断口形貌

Fig.8 Tensile fracture morphologies of the alloys at room temperature

断口,在韧窝底部出现了开裂的化合物相留下的一系列解理台阶(见图 8b)。当 Mn 含量远超其固溶度时,合金拉伸断口中典型的脆性解理现象占据主导地位,在拉伸过程中大尺寸第二相自身开裂或与基体脱离,出现了更大尺寸的解理台阶,严重影响合金的整体性能(见图 8c)。因此适量添加的 Mn(1.2%)可以改变 Al-Li 合金

的断裂形式并提高韧性,但 Mn 含量过高明显不利于合金力学性能的提高,同时也会恶化合金的加工性能。

图 9 为合金 2 的 TEM 与 EDS 面扫描分析。时效处理后大量的 AlMn 沉淀相弥散存在于晶粒内与晶界上,其可以有效阻碍位错的迁移与晶界的迁移合并,抑制晶粒的长大与粗化,改善合金基体中的应变局部化效

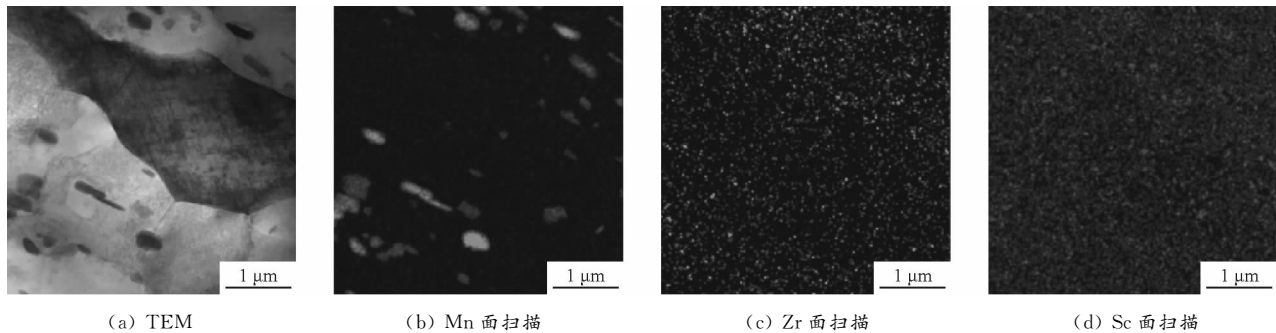


图 9 合金 2 时效处理下的 TEM 显微形貌与 EDS 面扫描分析

Fig.9 TEM images and EDS face scanning analysis of alloy 2 after aging treatment

应,从而提高合金的力学性能。

图 10 为不同 Mn 含量的 Al-Li 合金在时效状态下的 TEM 暗场显微照片。合金中纳米级的时效析出相为均匀球状的 δ' -Al₃Li 相,并且含有少量包覆有 δ' -Al₃Li 相的“鱼眼状”复合结构。随着合金中 Mn 含量的提高,Al-Li 合金时效析出的 δ' -Al₃Li 相数量增加,分布也更为弥散。对合金中复合粒子进行 EDS 分析发现,复合粒子中心主要为 Zr、Sc 的富集,并不存在 Mn 的富集,见图 11。因此复合粒子为 δ' -Al₃Li 相包覆 Al₃(Zr, Sc)相的复合结构。关于该复合粒子形成的界面条件,

有研究显示,(Al₃Zr、Al₃Sc)/ α -Al 基体和 δ' -Al₃Li/ α -Al 基体的晶格适配率可以相互修正,从而达到界面完全湿润,因此 (Al₃Zr、Al₃Sc)/ α -Al 基体界面处可以作为 δ' 的首选形核位置^[16]。同时关于该复合结构形成的驱动条件,被认为主要是形成后整体应变能与表面能的下降,因此这也解释了两个相邻复合粒子的壳层出现相互重叠的现象^[16-17]。

研究显示, Mn 的加入有助于 Al-Li 合金中 δ' -Al₃Li 相的时效析出^[11]。在 Al-Li 合金中溶质 Li(原子半径为 0.205 nm)的偏摩尔自由能与 Al(原子半径

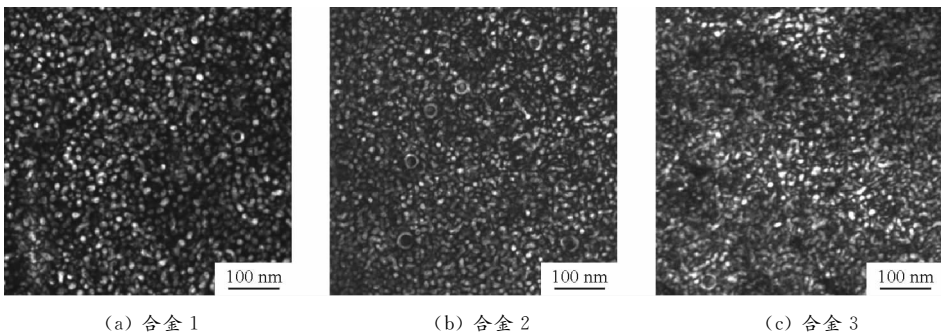


图 10 合金在时效处理下的 TEM 暗场照片

Fig.10 TEM dark field images of alloys after aging treatment

0.182 nm)基体中的应力相关,由位错引起的应变梯度会使 Li 原子向位错附近转移,从而促进 δ' -Al₃Li 相时效析出。Mn 的原子半径为 0.179 nm,略小于铝,根据失配弹性理论,可以对固溶体中每个溶质原子周围的应力状态进行计算^[22]。均匀静态压力 P (或张力)可计算为^[18]:

$$P=3K_{Mn}\epsilon\left(\frac{3K_{Mn}}{3K_{Mn}+4\mu_{Al}}-1\right)\tag{1}$$

式中, K_{Mn} 为 Mn 的体积模量; μ_{Al} 为 Al 的剪切模量; ϵ

(正或负)为失配参数 $\{r^{\circ}_{Mn}=(1+\epsilon)\cdot r^{\circ}_{Al}\}$ 。将纯 Al、Li 和 Mn 的相关数值代入式(1)计算,得出应力状态结果:Al 中 Mn 的应力 P_{Mn} 为 1.35 GPa,Al 中 Li 的应力 P_{Li} 为-3.70 GPa。因此 Al 基体中 Mn 的附近存在正压力,Li 附近存在负压力。这显示 Al-Mn 固溶体在一定程度上会诱导 Al-Li 合金产生类似于位错引起的应变梯度。这种梯度(其大小与溶质摩尔分数成正比)可以通过降低活化能以及影响速率参数来促进 Al-Li 合金中 δ' -Al₃Li 相的时效析出。

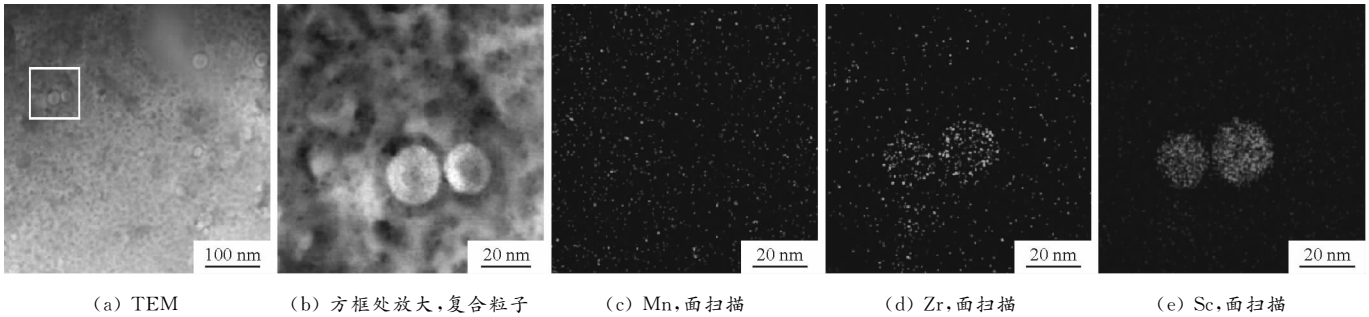


图 11 复合粒子的 TEM 照片及 EDS 分析

Fig.11 TEM images and EDS analysis of compound particles

对固溶时效合金进行了拉伸模量检测,并利用排水法测量其密度,而后计算了 3 种 Al-Li 合金的比模量,结果见表 2。可以看出,Mn 的加入使得 Al-Li 合金的弹性模量得到了显著的提高。当添加 1.2%的 Mn 时,合金弹性模量上升了 9.86%。进一步添加 Mn 至 5.0%时,合金的弹性模量相比 1.2% Mn 添加时仅提升了 2.60%。同时 Al-Li 合金的密度随着 Mn 的加入基本符合线性增加。因此合金 2 相较于合金 1 比模量提升 6.86%,而合金 3 相较于合金 2 来说比模量仅提升了 1%。

表 2 室温下不同 Mn 含量合金的物理性能

Tab.2 Physical properties of the alloys with different Mn contents at room temperature			
合金	弹性模量 E /GPa	密度 ρ /(g·cm ⁻³)	比模量/(GPa·cm ³ ·g ⁻¹)
1	75.25	2.48	30.34
2	82.67	2.52	32.42
3	84.82	2.62	32.77

研究表明,合金元素对杨氏模量的影响取决于其存在状态。如果合金元素处于固溶体相,则杨氏模量的大小由原子相互作用的性质决定^[19]。如果合金元素形成第二相,则杨氏模量的大小由第二相的体积分数和固有模量决定。原子尺寸差异和电子结构决定了固溶 Al 合金的杨氏模量,定义原子尺寸因子 η 有两种方法:

$$\eta=(\Omega_s^*-\Omega_{Al})/\Omega_{Al}\tag{2}$$

$$\eta=(\Omega_s^*-\Omega_s)/\Omega_s\tag{3}$$

式中, Ω_s^* 为根据晶格参数数据计算的溶质原子的有效体积; Ω_{Al} 为 Al 原子的平均原子体积; Ω_s 为溶质原子的

真实原子体积^[20-22]。而式(3)可以直接测量与 Vegard 定律的偏差^[23],预测纯溶剂和纯溶质的原子体积与浓度之间的线性关系。在金属固溶体中偏离该定律反映了原子周围电子环境的变化,从而进一步影响成键特性,进而影响杨氏模量。NOBLE B 等^[24]研究了固溶体合金模量变化与 Vegard 定律偏差的关系,发现 Mn 在 Al 基体中与 Vegard 定律偏差很大。因此添加 Mn 形成的 Al-Mn 固溶体会使 Al-Li 合金模量升高。

对 3 种 Al-Li 合金与熔铸过程中初生的 AlMn 相与 Al(Zr,Sc)相进行了纳米压痕测试,结果见表 3。并查得 Al 基体、金属间化合物 δ' -Al₃Li 相、 δ -AlLi 相与 Al₆Mn 相的杨氏模量分别为 70、96、105 和 125 GPa^[24]。时效后含有颗粒相的 Al-Li 合金其弹性模量符合混合物规则理论模型^[25]:

$$E_c=V_mE_m+V_pE_p\tag{4}$$

式中, E 和 V 为与复合合金 c、相关沉淀相 p 和固溶体基体 m 相关的弹性模量和体积分数。因为添加 Mn 形成的第二相模量均大于 Al-Li 合金中基体与第二相的模量,同时由于 Mn 对 Al-Li 合金中原有第二相的时效

表 3 合金与初生 AlMn、Al(Zr,Sc)相的压痕模量(E_{IT})

Tab.3 Indentation modulus of alloys and primary AlMn phases, Al(Zr,Sc) phases	
试样	E_{IT} /GPa
合金 1	78.81
合金 2	92.16
合金 3	97.15
AlMn	178.39
Al(Zr,Sc)	203.22

析出有促进作用,因此添加 Mn 在 Al-Li 合金形成的第二相方面有助于其模量提升。试验结果也初步证明,Mn 的加入提高了 Al-Li 合金的弹性模量,然而添加量大超过固溶度后,Al 合金比模量的提升效果不再明显。

3 结 论

(1)添加 Mn 可以使挤压过程中 Al 合金获得相对细化的纤维晶粒,并使合金挤压过程中晶体受应力的取向复杂化,加速了合金固溶状态下晶界的转变,有利于快速降低界面能。同时,使合金的时效响应速度得到明显加快,提前将近 50 h 达到时效硬度峰值,合金无时效与峰时效的硬度值也明显提高。

(2)适量 Mn(1.2%)的添加使 Al-Li 合金的抗拉强度与屈服强度分别达到 536.0 MPa 和 502.5 MPa,相较于未添加 Mn 的 Al-Li 合金弹性模量提高约 10%,达到 82.67 GPa,比模量达到 $32.42 \text{ GPa} \cdot \text{cm}^3/\text{g}$ 。Al-Mn 固溶体可以促进 Al-Li 合金中 δ' -Al₃Li 相的时效析出;AlMn 第二相促进了变形合金固溶处理中回复再结晶过程的发生,但其存在也抑制了再结晶晶粒的长大与粗化。

(3)当 Mn 含量(5.0%)远超其在 Al 中的固溶度时,AlMn 第二相尺寸明显增大,对合金的力学性能不利,抗拉强度降低到 386.2 MPa,屈服强度降低到 384.9 MPa,并对合金比模量的提升效果也不再明显。

参 考 文 献

- [1] DURSUN T, SOUTIS C. Recent developments in advanced aircraft aluminum alloys[J]. *Materials & Design*, 2014, 56: 862-871.
- [2] TIAN Y, ROBSON J D, RIEKEHR S, et al. Process optimization of dual-laser beam welding of advanced Al-Li alloys through hot cracking susceptibility modeling[J]. *Metallurgical and Materials Transactions*, 2016, A47(7): 3 533-3 544.
- [3] 白晔彤,刘玉林,张波.高 Li 含量 Al-Li 合金的发展与强韧化途径[J]. *热加工工艺*, 2021, 50(14): 12-16.
- [4] YANG S L, SHEN J, LI X W, et al. Microstructure evolution and constitutive modeling based on flow behavior of 2297 Al-Cu-Li alloy[J]. *Materials Science Forum*, 2016, 850: 208-218.
- [5] XUN Y, TAN M J. Microstructure evolution during high-temperature deformation of 8090 Al-Li alloy[J]. *Materials and Manufacturing Processes*, 2004, 19(3): 373-389.
- [6] KALYANAM S, BEAUDOIN A J, DODDS R H, et al. Delamination cracking in advanced aluminum-lithium alloys-Experimental and computational studies[J]. *Engineering Fracture Mechanics*, 2009, 76(14): 2 174-2 191.
- [7] DESCHAMPS A, SIGLI C, MOUREY T, et al. Experimental and modelling assessment of precipitation kinetics in an Al-Li-Mg alloy[J]. *Acta Materialia*, 2012, 60(5): 1 917-1 928.

- [8] SIDHAR H, MARTINEZ N Y, MISHRA R S, et al. Friction stir welding of Al-Mg-Li 1424 alloy[J]. *Materials & Design*, 2016, 106: 146-152.
- [9] 蔡元华,郝斌,崔华,等. Mn 在 7000 系 Al 合金中的作用及机理[J]. *材料科学与工艺*, 2008, 16(4): 531-534.
- [10] LEYSON G P M, HECTOR L G, CURTIN W A. Solute strengthening from first principles and application to aluminum alloys[J]. *Acta Materialia*, 2012, 60(9): 3 873-3 884.
- [11] BARAM J, SEMBIRA A N. Thermal analysis study of the influence of rapid solidification on the precipitation kinetics of the δ' -Al₃Li metastable phase in an Al-Mn-Li alloy[J]. *Journal of Thermal Analysis*, 1991, 37: 1 223-1 238.
- [12] YU T, LI B, MEDJAHED A, et al. Impeding effect of the Al₃(Er,Zr,Li) particles on planar slip and intergranular fracture mechanism of Al-3Li-1Cu-0.1Zr-X alloys[J]. *Materials Characterization*, 2019, 147: 146-154.
- [13] 桑冯健,郑子樵,王海金. Mn 在 2297Al-Li 合金中的微合金化作用[J]. *稀有金属材料与工程*, 2018, 47(3): 871-876.
- [14] WANG Y, LIU H Y, MA X C, et al. Effects of Sc and Zr on microstructure and properties of 1420 aluminum alloy[J]. *Materials Characterization*, 2019, 154: 241-247.
- [15] 罗兵辉,陈娇,柏振海,等. Sc、Zr 对 Al-Mg-Mn 合金再结晶行为及内耗性能的影响[J]. *材料科学与工艺*, 2009, 17(4): 496-500.
- [16] SHI C C, WU G H, ZHANG L, et al. Al-5.5Mg-1.5Li-0.5Zn-0.07Sc-0.07Zr alloy produced by gravity casting and heat treatment processing[J]. *Materials and Manufacturing Processes*, 2017, 33(8): 891-897.
- [17] TOSTEN M H, GALBRAITH J M, HOWELL P R. Nucleation of δ' (Al₃Li) on β' -Al₃Zr in Al-Li-Zr and Al-Li-Cu-Zr alloys[J]. *Journal of Materials Science Letters*, 1987, 6(1): 51-53.
- [18] BURKE J. *The Kinetics of Phase Transformation in Metals* [M]. Britain: Pergamon Press, 1965.
- [19] AMIRKHANLOU S, JI S. A review on high stiffness aluminum-based composites and bimetals[J]. *Critical Reviews in Solid State and Materials Sciences*, 2019, 45(1): 1-21.
- [20] KITABJIAN P H, NIX W D. Atomic size effects in Ni-Al based solid solutions[J]. *Acta Materialia*, 1998, 46(2): 701-710.
- [21] UESUGI T, TAKIGAWA Y, HIGASHI K. Elastic constants of AlLi from first principles[J]. *Material Transactions*, 2005, 46(6): 1 117-1 121.
- [22] LUBARDA V A. On the effective lattice parameter of binary alloys[J]. *Mechanics of Materials*, 2003, 35: 53-68.
- [23] DENTON A R, ASHCROFT N W. Vegard's law[J]. *Phys. Rev.*, 1991, A43(6): 3 161-3 164.
- [24] NOBLE B, HARRIS S J, DINSDALE K. The elastic modulus of aluminum-lithium alloys[J]. *Journal of Materials Science*, 1982, 17: 461-468.
- [25] SRIVATSAN T S, COYNE JR E J. Effect of ageing on the elastic modulus of an Al-Li-Mn alloy[J]. *Journal of Materials Science Letters*, 1987(6): 453-455.

(编辑:彭瑾)