

LZ91 镁锂合金板材的超塑性气胀成形

李 勇¹, 刘俊伟¹, 高文亮¹, 戴木海², 姚 敬¹, 舒小勇¹

(1. 南昌航空大学, 江西 南昌 330063)

(2. 江西洪都航空工业集团有限责任公司, 江西 南昌 330000)

摘 要: 利用热拉伸实验、气胀成形实验、金相分析和扫描电镜观察, 研究 LZ91 镁锂合金板材的超塑性、气胀成形性能及其组织结构。结果表明: 在热拉伸变形温度为 573 K、应变速率为 0.001 s^{-1} 时, 其伸长率可达 343.7%, 应变速率敏感指数为 0.697, 轧制态的 LZ91 合金板材表现出优良的超塑性; 在胀形温度 573 K, 胀形气压 0.06 MPa 条件下, 板材成形高度为 51.14 mm, 高径比达 1.279, 说明该镁锂合金板材具有良好的超塑性成形潜力; 在热拉伸变形和超塑性气胀成形过程中, 均有动态再结晶现象产生, 可有效提高该合金的塑性成形能力; 在拉伸断口和胀形件破裂处断口均存在典型的超塑性空洞形貌特征, 说明两者的主要变形机制均为晶界滑移, 且合金超塑性失效的主要原因是空洞的长大和连接。

关键词: LZ91 镁锂合金; 超塑性; 气胀成形; 微观组织

中图分类号: TG146.22

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2022)08-2992-09

镁锂合金作为当今最轻质的金属结构材料, 其密度仅为 $1.35\sim 1.65 \text{ g/cm}^3$, 在减轻质量方面具有独特的优势, 又由于其具有高的比强度和比刚度、优良的电磁屏蔽性能和减噪减震性能而被广泛应用于航天、交通、3C 电子等众多领域^[1-4]。锂的加入可以使合金晶体结构由单一的 $\alpha\text{-Mg}$ 相转变为 $\alpha\text{-Mg}+\beta\text{-Li}$ 的混合相, 使合金可启动的滑移系增多, 塑性较传统镁合金有所改善, 因此, 镁锂合金已成为镁合金中研究的热点^[5-7]。目前, 国内外研究者对镁锂合金轧制^[8,9]、剧烈塑性变形^[10-13]后合金的组织、性能和超塑性成形进行了大量研究工作。文献[8]研究了轧制比对轧制态 LZ81 镁锂合金的微观组织和腐蚀行为的影响: 当轧制比从 3 增加到 10 时, $\alpha\text{-Mg}$ 相被拉长并破碎, $\beta\text{-Mg}$ 相的面积分数增加, 且随着轧制比的增加, 合金的耐腐蚀性能有所下降。Matsunoshita 等^[10]采用高压扭转工艺对 Mg-8Li 合金进行剧烈塑性变形, 使其获得平均晶粒尺寸约 500 nm 的超细晶粒, 在 373 K、 $1\times 10^{-3}\sim 1\times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ 条件下进行沸水拉伸实验获得超塑性伸长率为 350%~480%。说明采用高压扭转工艺细化晶粒后, 合金不仅可以实现超塑性成形, 而且可以实现超塑性液压成形。然而, 对于镁锂合金超塑性气胀成形的研究却鲜有报道, 采用常规的塑性成形方法制备一些镁锂合金空心壳体零件等复杂形状结构件是比较困难的, 因此, 研

究镁锂合金在一定条件下是否具备超塑性, 进而采用超塑性气胀成形技术去成形特定形状的复杂结构件, 对于扩大镁锂合金的实际应用范围具有重要指导意义。

基于上述分析, 通过热拉伸实验和气胀成形实验来探究 LZ91 镁锂合金板材的超塑性及超塑性气胀成形性能, 并通过金相分析和扫描电镜观察等检测手段对镁锂合金板材的胀形机制进行深入研究。

1 实 验

选用厚度为 2.0 和 0.5 mm 的商用 LZ91 镁锂合金板材, 其以工业纯镁、锂、锌 (99.9%) 为原材料, 采用真空感应熔炼法制备了铸态镁锂合金, 随后进行锻造处理, 再经过多道次热轧成板材。合金化学成分 (质量分数) 为 Li 9.020%、Zn 0.963%, 其余为 Mg 以及其他微量元素。LZ91 合金的 XRD 分析如图 1 所示, 其主要为 $\alpha\text{-Mg}$ 相和 $\beta\text{-Li}$ 相组成, 其余化合物含量较少, 对材料性能基本无影响。

图 2 所示为 2 种不同厚度板材的原始微观组织。金相制备的腐蚀剂配比为 $\text{HNO}_3(1.5 \text{ mL})+\text{CH}_3\text{COOH}(1 \text{ mL})+\text{H}_2\text{C}_2\text{O}_4(1 \text{ g})+\text{C}_2\text{H}_5\text{OH}(100 \text{ mL})$, 腐蚀时间为 15~20 s。由于腐蚀条件的差异, 合金组织呈现白色和深灰色两部分区域, 查阅相关文献^[14-17]及结合镁锂二元平衡相图^[18]杠杆原理计算得 $W(\alpha\text{-Mg}):W(\beta\text{-Li})\approx 3:7$,

收稿日期: 2021-08-31

基金项目: 航空、航天基金及产学研项目 (6141B090573); 江西省教育厅科技项目 (DA2021011175); 省部级重点实验室开放基金项目 (EG201901449); 江西省微观结构重点实验室开放基金项目 (EJ201901430)

作者简介: 李 勇, 男, 1996 年生, 硕士生, 南昌航空大学材料科学与工程学院, 江西 南昌 330063, E-mail: liyong19960824@126.com

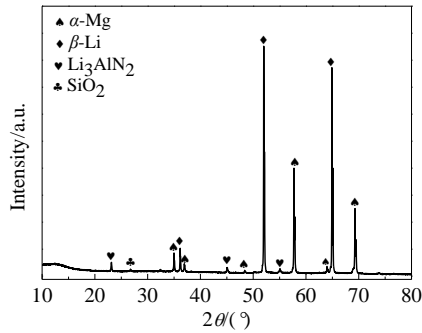


图 1 LZ91 合金 XRD 图谱
Fig.1 XRD pattern of LZ91 alloy

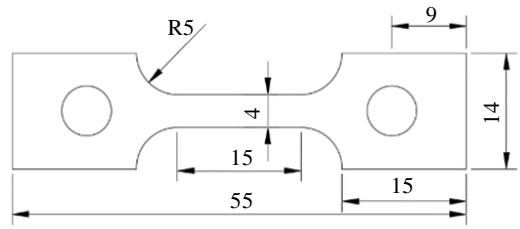


图 3 热拉伸试样尺寸图
Fig.3 Size diagram of hot tensile sample (mm)

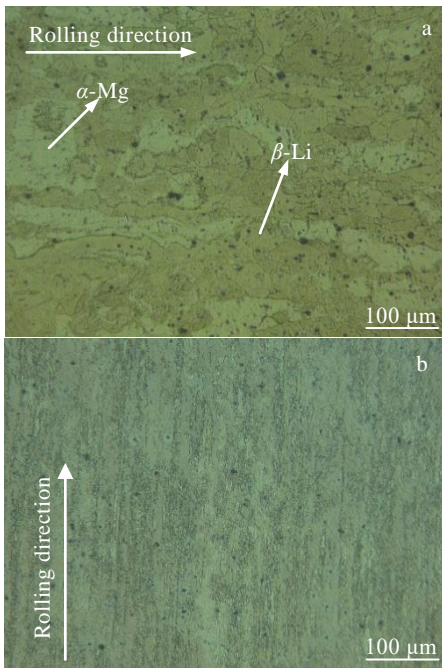


图 2 2 种厚度 LZ91 合金板材原始微观组织
Fig.2 Initial microstructure of LZ91 alloy sheet with thicknesses of 2.0 mm (a) and 0.5 mm (b)

可知白色区域为富镁 α -Mg 相 (hcp 结构), 深灰色区域为富锂 β -Li 相 (bcc 结构)。从图 2 中可以看出, α -Mg 相在 β -Li 基体相中大致沿轧制方向呈条带状分布。其中, 2.0 mm 厚度的板材原始组织平均晶粒尺寸为 19.3 μm , 0.5 mm 厚度的板材原始组织平均晶粒尺寸为 4.2 μm 。

超塑性拉伸实验设备采用 CMT4104 型电子万能试验机, 实验材料为 2.0 mm 厚的 LZ91 合金板材, 热拉伸试样尺寸如图 3 所示。根据镁锂二元平衡相图^[18]可知 Li 含量为 9.020% 时镁锂合金的熔点为 865 K, 又因组织超塑性对变形温度的要求 $T > 0.5T_m$, 因此将温度设定为 573 K, 并在恒定应变速率分别为 0.001、

0.005、0.01 s^{-1} 时进行热拉伸实验。将试样装夹好后, 以 10 K/min 升至预设温度后保温 10 min 以保证试样受热均匀, 拉伸结束后试样应立即进行水淬, 以保持试样变形后的组织。在试样断口附近截取试样进行金相组织分析, 采用 Nova Nano SEM450 型场发射扫描电镜对金相试样进行二次电子形貌观察, 采用 SU1510 型钨灯丝扫描电镜进行断口形貌观察。

超塑性气胀成形实验采用的是气压自由胀形的超塑性成形方法, 实验材料为 0.5 mm 厚的 LZ91 合金板材, 尺寸为直径 100 mm 的圆盘状试样。图 4 所示为本次实验气胀成形工作原理图, 图 5a 和 5b 所示分别为组合式模具 CAD 设计图和工装图, 组合式模具由进气板和凹模两部分组成, 其中进气板设计尺寸为直径 160 mm, 厚度为 10 mm, 且与下方铜导管以螺纹相连接, 凹模的设计尺寸为内径 80 mm, 厚度 5 mm。为充分发挥板材的成形性能, 在凹模内圆边缘处设计了半径为 5 mm 的圆倒角 (入模角)。实验时, 将板材用螺栓固定于进气板和凹模之间, 一起置于电阻炉中加热至预设温度, 保温 10 min 后充氩气进行恒压胀形, 温度设置为 573、613 K, 成形气压为 0.06、0.08、0.10 MPa。胀形结束后, 对胀形件高度以及距中心不同距离处厚度进行测量。对胀形件 0°、30°、60°、90° 位置取样进行金相组织分析, 采用钨灯丝扫描电镜对胀形件顶部断口进行形貌观察。

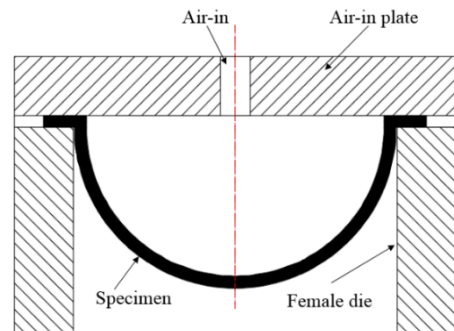


图 4 气胀成形工作原理图
Fig.4 Working principle diagram of gas bulging forming

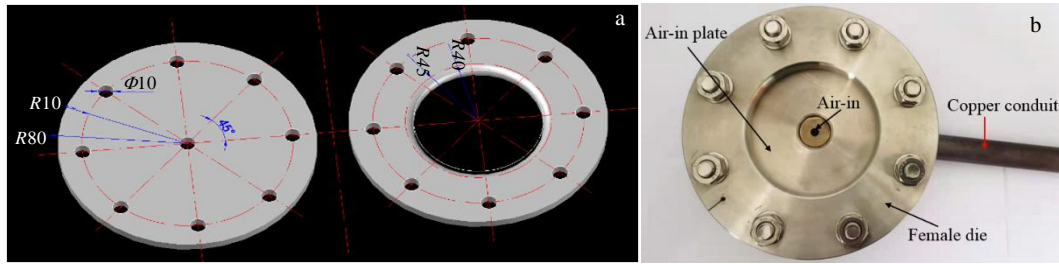


图 5 组合式模具 CAD 设计图（进气板和凹模）及工装图

Fig.5 CAD design drawing of combined die (air-in plate and female die) (a); tooling drawing of combined die (b)

2 结果与分析

2.1 超塑性拉伸行为

伸长率是判断合金是否具有超塑性的重要指标，具有超塑性的金属在超塑条件下伸长率可达到几百甚至几千，且变形抗力非常小。图 6a 所示为 LZ91 合金在 573 K，不同应变速率下的真应力-真应变曲线，看出流变应力均小于 30 MPa，曲线呈现典型的动态再结晶特征。变形初期，应力随应变增加而快速升高，达到峰值应力后又逐渐下降，最终降低至应力为零的位置。这是由于在变形初期有限的应变范围内进行了初始的应变硬化，随后的拉伸直至断裂的整个应变中发生了动态再结晶软化。随着应变速率的升高，对应的流变应力也越高，这是因为应变速率的升高使得位错

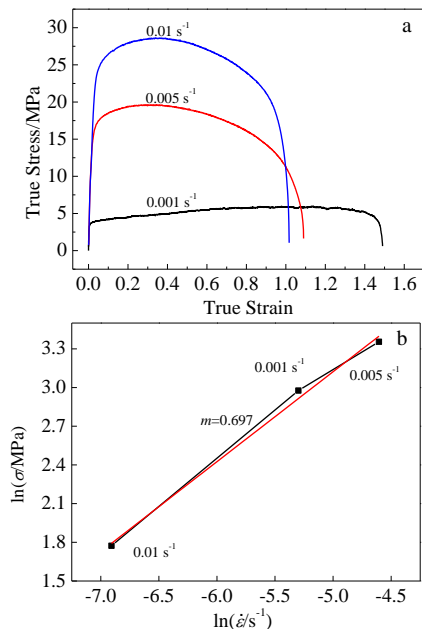


图 6 LZ91 合金在 573 K、不同应变速率下真应力-真应变曲线和 $\ln\sigma$ - $\ln\dot{\epsilon}$ 关系曲线

Fig.6 True stress-true strain curves (a) and $\ln\sigma$ - $\ln\dot{\epsilon}$ curves (b) of LZ91 alloys at different strain rates and 573 K

运动速度加快，需要的剪切力更大，同时动态再结晶软化作用来不及发生，两者共同导致了流变应力的升高。 $\ln\sigma$ 和 $\ln\dot{\epsilon}$ 关系曲线如图 6b 所示，可看出 573 K 温度下进行拉伸变形，其应变速率敏感指数 m 值处于超塑性材料要求的 0.3~0.9 范围内。

图 7 所示为 LZ91 合金在 573 K，不同应变速率下的拉伸试样外观图，可以看出，3 个应变速率条件下的伸长率均大于 100%，保持温度不变，伸长率随应变速率的升高而减小，这是因为变形较快，不利于动态再结晶的发生，材料来不及软化，此时加工硬化主导变形过程，最终材料内部应力很快到达极限而断裂。在 573 K 下，应变速率为 0.001 s^{-1} 时伸长率达到了 343.7%，且拉伸过程中变形抗力很小（约为 5 MPa），此时 m 值 0.697，说明轧制状态下 LZ91 合金板材在一定条件下具备优良的超塑性性能。预期可采用超塑性气胀成形技术，扩大该合金的实际应用范围。

2.2 超塑性气胀成形行为

2.2.1 胀形件成形性能分析

通过气胀成形实验研究 LZ91 合金板材的超塑性成形性能，其超塑性能的标志是破裂时达到的极限胀形高度。图 8 所示为板材胀形前后外观图，发现胀形件试样顶端被胀破，胀形件表面光滑，成形效果良好。表 1 所示为气胀成形实验结果，从表中可以看出：(1) 温度越高、气压越大，极限胀形高度越小，胀破时间

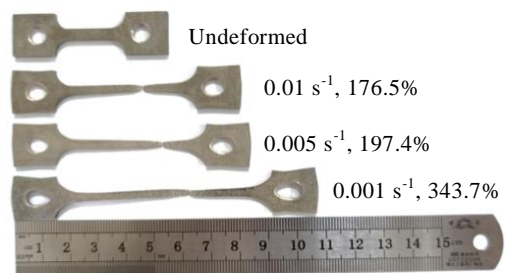


图 7 573 K 下不同应变速率的拉伸试样外观图

Fig.7 Appearance of tensile specimens at different strain rates and 573 K

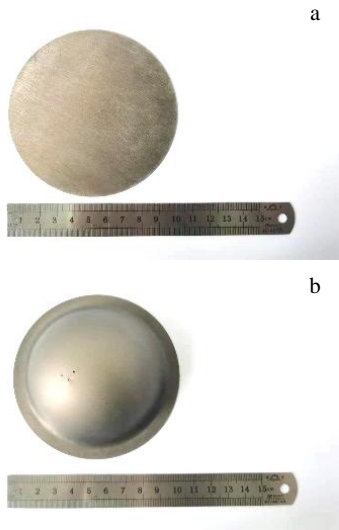


图 8 板材胀形前后外观图

Fig.8 Appearance of sheet before and after bulging: (a) disc specimen and (b) bulging parts

表 1 气胀成形实验结果

Table 1 Experimental results of gas bulging forming

Bulging parameters	Bulging height, h/mm	Height-diameter ratio	Bulging time, t/s
573 K, 0.06 MPa	51.14	1.279	2227
573 K, 0.08 MPa	48.32	1.208	1745
573 K, 0.10 MPa	46.20	1.155	1275
613 K, 0.06 MPa	45.98	1.150	808
613 K, 0.08 MPa	42.80	1.070	526
613 K, 0.10 MPa	36.50	0.913	404

越短, 这是因为温度越高、气压越大板材的成形速度会越快, 因此会更快到达成形极限而胀破。(2) 所有实验条件下胀形件高径比基本在 1 左右, 在温度 573 K、气压 0.06 MPa 时胀形高度为 51.14 mm, 高于胀形件半径(40 mm), 高径比达 1.279, 说明该镁锂合金板材的超塑性成形性能好, 具备良好的超塑性成形潜力。

图 9 所示为不同实验参数条件下胀形件高径比曲线, 由图中分析可得: (1) 在 2 个温度下, 保持温度不变, 高径比随着气压的增大而逐渐下降。这是因为温度不变, 金属的流动性不变, 气压越大, 材料的胀形速率越快。当胀形发展到一定程度时, 在某些区域(一般在顶端或其附近较薄处)由于材料的流动性无法跟上胀形速率而胀破, 因此气压较高时, 胀形时间过短, 胀形件过早达到胀形极限导致高径比较小。(2) 气压一定时, 发现高径比随着温度升高而减小, 原因如下: 极限胀形高度是胀形速率在胀形时间内的累积, 而胀形速率、胀形时间是由温度和气压共同控制的, 其中胀形速率随着温度升高、气压增大而增大; 胀形

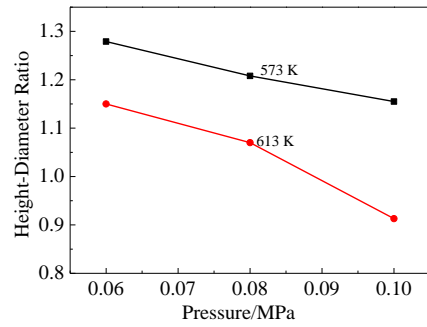


图 9 不同胀形条件下胀形件高径比

Fig.9 Height-diameter ratio of bulging parts under different bulging conditions

时间随温度升高、气压增大而缩短。气压一定时, 温度升高使得板材的流动性更好, 但是也导致板材的胀形速率更快, 胀形时间过短, 胀形件过早达到胀形极限导致高径比较小。在胀形过程中, 若盲目追求某一因素(胀形速率或胀形时间), 会导致无法得到最佳的极限胀形高度, 应注意胀形温度和胀形气压之间的调节。

自由胀形过程是体积不变但面积变化的过程。在胀形过程中, 由于不受模具的约束, 胀形件的顶部为等轴应力状态, 而由于模具的夹持作用, 胀形件的底部是平面应力状态。不同的应力状态导致了成形过程中的厚向应变不均。为分析此现象, 采用线切割将胀形件从中间切开, 从中心开始, 选取水平距离为 8 mm 的 7 个等距点位置进行厚度测量。图 10 所示为绘制的胀形件厚度分布曲线, 由图分析可知: (1) 曲线整体呈现距中心越远处厚度越大, 板材的中心处厚度最小, 大部分集中在 0.1 mm 附近, 减薄率约为 80%。(2) 距中心 24 mm 之前的 3 个点, 厚度较薄且分布较均匀, 在 24 mm 以后厚度发生突变, 这是因为 24 mm 前后两区域的受力状态差异较大导致的。(3) 不同胀形参数下成形的胀形件各个位置处厚度的变化规律整体呈现: 极限胀形高度越高, 相应位置处的厚度就越小。

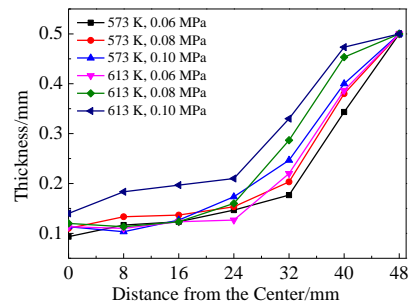


图 10 不同胀形条件下胀形件厚度分布曲线

Fig.10 Thickness distribution curves of bulging parts under different bulging conditions

2.2.2 胀形件力学性能分析

根据测量出的胀形件高度和厚度，采用以下通用的气胀成形公式^[19]来计算胀形过程中的等效流变应力、等效应变和等效应变速率敏感指数，等效应变速率等于等效应变除以胀破时间，具体数值如表 2 所示。

$$\sigma_e = K \dot{\epsilon}_e^m \tag{1}$$

$$\sigma_e = \frac{Pr}{2t_f} = \frac{P}{4t_f} \left(\frac{h^2 + R^2}{h} \right) \tag{2}$$

$$\epsilon_e = \left| \ln \frac{t_f}{t_i} \right| \tag{3}$$

$$m = \frac{d \log_e \sigma}{d \log_e \dot{\epsilon}} = \frac{d \ln \sigma}{d \ln \dot{\epsilon}} \tag{4}$$

式中： σ_e 为等效流变应力， K 为强度参数， m 为应变速率敏感指数， $\dot{\epsilon}_e$ 为等效应变速率， P 为胀形时的气压， r 为曲率半径， t_f 为胀形件中心处的厚度， h 为胀形件的成形高度， R 为工件的压边半径， ϵ_e 为等效应变， t_i 为初始厚度。

根据表 2 数据绘制不同胀形条件下胀形件 σ_e - $\dot{\epsilon}_e$ 关系曲线和 $\ln \sigma_e$ - $\ln \dot{\epsilon}_e$ 关系曲线如图 11 所示，从图 11a 中可以得出：(1) 在本次实验中， σ_e 较小，最高仅为 17.833 MPa，说明胀形过程中变形抗力很小，同时其 $\dot{\epsilon}_e$ 也较低。(2) 613 K 下胀形 $\dot{\epsilon}_e$ 大于在 573 K 下的胀形 $\dot{\epsilon}_e$ ，这是因为温度越高，金属的流动性越好，应变速率越大。(3) 保持温度不变，流变应力随应变速率的增加而增大。从变形机制来考虑是因为随着应变速率的增加，工件内部位错的运动速度也随之加快，因此所需要的剪切应力就越大；从软化机制考虑，由于应变速率的增加，组织没有足够的时间发生软化效应，也导致流变应力增加。由图 11b 可知，在 573 和 613 K 下，气胀成形过程中 m 值分别为 0.670 和 0.547，均处于超塑性材料要求的 0.3~0.9 范围内，说明该合金板材在胀形过程具备良好的超塑性。

2.3 微观组织分析

图 12 所示合金在 573 K 时不同拉伸应变速率下拉

表 2 不同胀形参数下等效流变应力、等效应变和等效应变速率
Table 2 Equivalent flow stress, equivalent strain and equivalent strain rate under different bulging parameters

Bulging parameters	Equivalent flow stress, σ_e /MPa	Equivalent strain, ϵ_e	Equivalent strain rate, $\dot{\epsilon}_e \times 10^{-3}/s^{-1}$
573 K, 0.06 MPa	13.295	1.682	0.755
573 K, 0.08 MPa	14.806	1.514	0.868
573 K, 0.10 MPa	17.883	1.487	1.166
613 K, 0.06 MPa	10.723	1.487	1.840
613 K, 0.08 MPa	13.364	1.427	2.713
613 K, 0.10 MPa	14.346	1.273	3.151

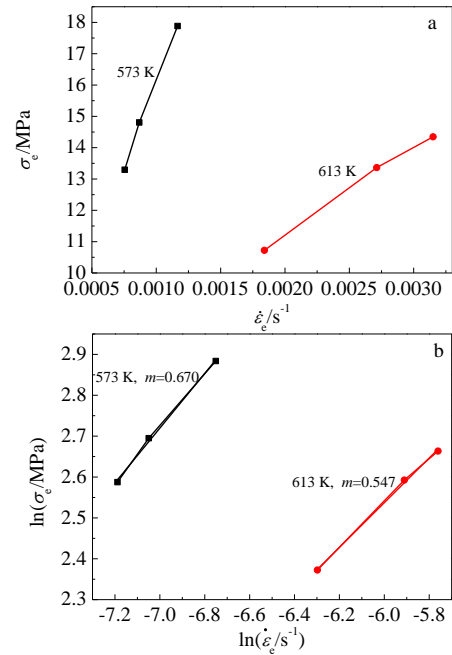


图 11 不同胀形条件下胀形件 σ_e - $\dot{\epsilon}_e$ 关系曲线和 $\ln \sigma_e$ - $\ln \dot{\epsilon}_e$ 关系曲线

Fig.11 σ_e - $\dot{\epsilon}_e$ (a) and $\ln \sigma_e$ - $\ln \dot{\epsilon}_e$ (b) relationship curves of bulging parts under different bulging conditions

伸断口附近的微观组织，与原始组织相比，拉伸后的组织发生了部分动态再结晶，产生了许多细小的再结晶晶粒。从图中可以看出，当温度一定时，动态再结晶后的晶粒尺寸随应变速率的降低而增大。这是由于较低的应变率下，较高的温度有利于晶粒长大，合金有足够的时间进行动态再结晶，因此动态再结晶后的晶粒尺寸较大。动态再结晶是一种重要的软化和晶粒细化机制，可以控制镁锂合金的变形组织，提高其塑性成形能力，也是超塑性拉伸后高延伸率的主要原因。

图 13 所示为胀形温度 613 K，胀形气压 0.06 MPa 时胀形件各位置微观组织。在 0°位置，板材由于受模具夹持的作用，组织形态与分布相较图 2b 原始组织基本无变化，只是晶粒在温度作用下发生一定程度长大。在 30°位置，板材产生了一定程度的变形，导致 α -Mg 相在 β -Li 基体中分布的连续性开始被破坏，同时还发现合金中有许多细小晶粒析出。镁锂合金的变形过程是晶粒细化和晶粒长大的竞争过程，其受变形温度、应变速率和变形量的影响。如果变形量很小而温度较高，晶粒长大趋势大于晶粒细化，该位置处晶粒总体有长大的趋势，但是再结晶过程已经发生。在 60°位置处，变形程度加深， α -Mg 相在基体中的连续性分布被进一步破坏，开始均匀分布在基体相中。由于此处应变速率较高，变形量较大，变形能释放会诱发动

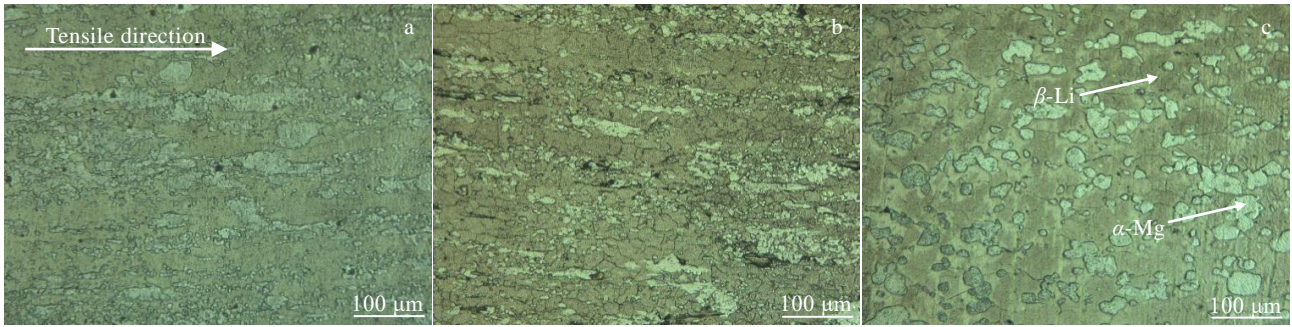


图 12 合金在 573 K 下不同应变速率拉伸后的微观组织

Fig.12 Microstructures of the alloys after hot tensile at different strain rates and 573 K: (a) $\dot{\epsilon}=0.01 \text{ s}^{-1}$, (b) $\dot{\epsilon}=0.005 \text{ s}^{-1}$, and (c) $\dot{\epsilon}=0.001 \text{ s}^{-1}$

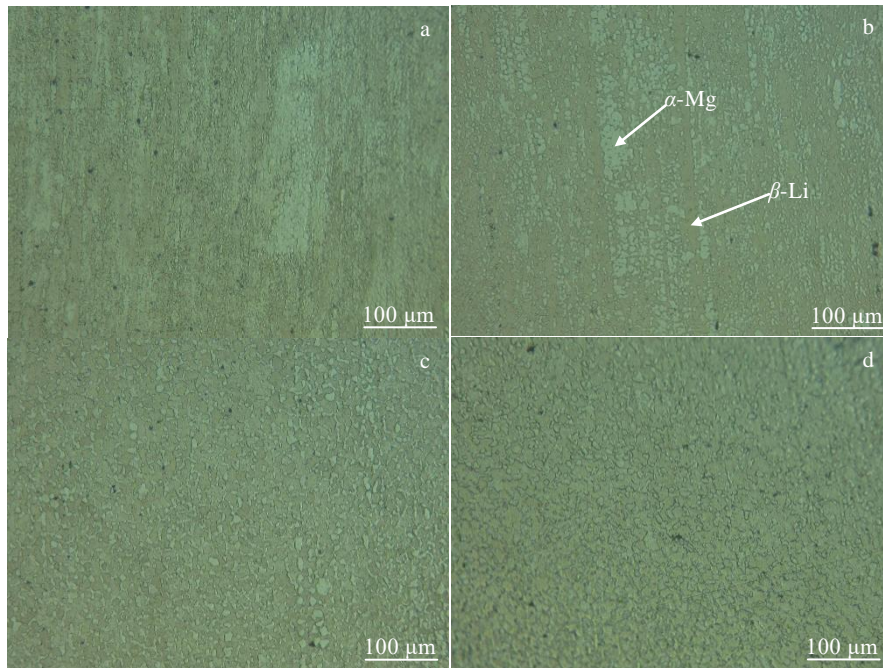


图 13 613 K、0.06 MPa 下胀形件不同位置处的微观组织

Fig.13 Microstructures at different positions of bulging parts at 613 K and 0.06 MPa: (a) 0° , (b) 30° , (c) 60° , and (d) 90°

态再结晶,此处晶粒细化的趋势大于晶粒长大的趋势,因此晶粒趋于细化。在 90° 位置时,应变速率最高,变形量最大,此时 $\alpha\text{-Mg}$ 相在基体中的分布更为均匀,且晶粒相对于 60° 位置而言进一步细化。

扫描电镜下 LZ91 镁锂合金的拉伸和胀形试样的组织分别如图 14a 和 14b 所示。可以看出,其组织主要由 $\alpha\text{-Mg}$ 相和 $\beta\text{-Li}$ 基体相组成。图 15a 和 15b 所示分别为胀形件 A 和 B 两点(A 为 $\alpha\text{-Mg}$ 相内,B 为 $\beta\text{-Li}$ 相内)的 EDS 能谱及对应的元素组成,由于 Li 元素质量很轻在能谱分析中无法被检测出来,因而只有 Mg 和 Zn 元素被检测出来。可以看出,Zn 元素主要存在于 $\beta\text{-Li}$ 相的内部,而在 $\alpha\text{-Mg}$ 相内含量极少。这是因为 Zn 主要溶解于 $\beta\text{-Li}$ 相中,因此 Zn 元素主要存在于 $\alpha\text{-Mg}$ 相的晶界处和 $\beta\text{-Li}$ 相的内部或晶界上^[20]。

2.4 空洞行为分析

图 16 所示为温度 573 K,应变速率为 0.005 s^{-1} 拉伸试样的金相照片以及拉伸断口的二次电子形貌。从图 16a 中可以看出尺寸不一的 O 形空洞沿着拉伸方向分布,这是因为超塑性变形过程低应力下易出现 O 形空洞;从图 16b 中可以看出,断裂面由许多大小不同连成网状的等轴空洞组成。空洞的产生说明超塑性变形过程是由晶界滑移主导的,一定程度的空洞呈细小而分布独立存在时,对晶界滑动是十分有利的,这是因为当晶界滑动到三角晶界处难以继续滑动时,可借助空洞来松弛并提高塑性;但当晶界滑移引起的空洞不断形核、长大、聚集并连接时,最终会导致材料发生断裂。

图 17 所示为胀形温度 613 K,胀形气压 0.06 MPa

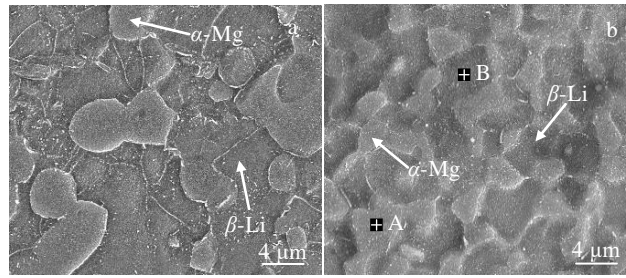


图 14 573 K、0.005 s⁻¹ 下拉伸试样和 613 K、0.06 MPa 下胀形件 60 °位置处的 SEM 组织

Fig.14 SEM microstructures of tensile specimen at 573 K and 0.005 s⁻¹ (a) and bulging part at 60 ° at 613 K and 0.06 MPa (b)

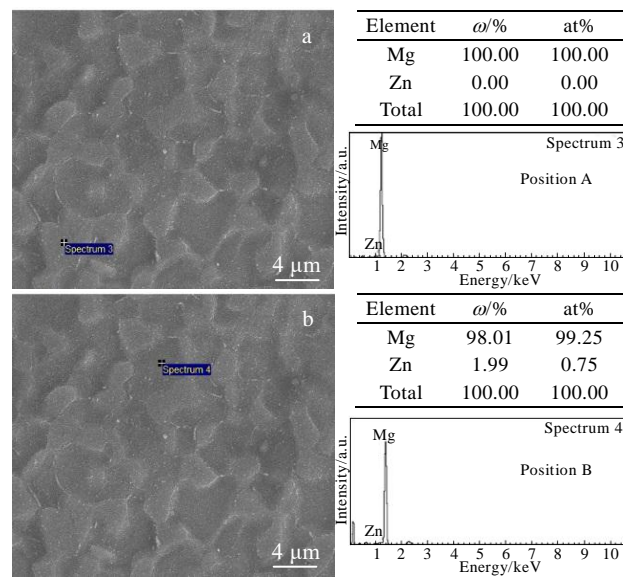


图 15 对应图 14b 中胀形件 A 和 B 位置的 EDS 分析

Fig.15 EDS analysis of position A (a) and B (b) for bulging part in Fig.14b

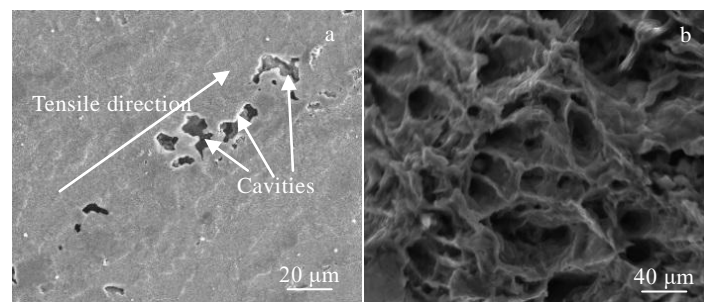


图 16 573 K、0.005 s⁻¹ 下拉伸试样的金相照片和拉伸断口形貌

Fig.16 Metallographic (a) and fracture morphology (b) of tensile specimen at deformation parameters of 573 K and 0.005 s⁻¹

下胀形件微观形貌。图 17a 为 90 °位置处的高倍下微观组织，从图中可以明显看到部分晶界处有空洞产生，尤其是在三叉晶界的位置。这是由于超塑性气胀成形过程的主要变形机制为晶界滑移，虽有扩散和位错运动等物质流动过程来弥合（或复接）晶界滑移所造成的空隙，

但当晶界滑动速度过快，导致空隙发展的速度远超弥合速度时，就必然会在晶粒之间产生空隙。图 17b 为胀形件破裂处断口形貌，可以发现断裂面存在许多大小不同连成网状的空洞。说明在超塑性胀形过程中由于空洞的不断形核、长大、聚集并连接，最终导致胀形件破裂。

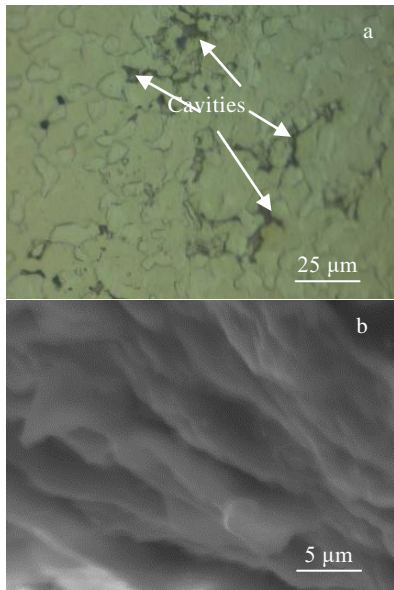


图 17 613 K、0.06 MPa 胀形件 90°位置微观组织和断裂处断口形貌

Fig.17 Microstructure of 90° position (a) and fracture morphology of fracture (b) for bulging parts at 613 K and 0.06 MPa

3 结 论

1) 对于轧制态的 LZ91 镁锂合金板材, 当晶粒尺寸为 19.3 μm , 超塑性变形温度为 573 K、应变速率为 0.001 s^{-1} 时, 伸长率可达 343.7%, 应变速率敏感指数为 0.697, 说明此时轧制状态的 LZ91 合金表现出优良的超塑性。

2) 在胀形温度 573 K, 胀形气压 0.06 MPa 条件下 LZ91 镁锂合金板材的超塑性气胀成形性能较好, 成形高度为 51.14 mm, 高径比达 1.279。随胀形高度的增加胀形件逐渐变薄, 呈现典型的厚向应变不均现象, 顶端中心处最薄。胀形过程中, 等效流变应力值较小 (最高仅为 17.833 MPa), 573 和 613 K 下应变速率敏感指数分别为 0.670 和 0.547, 说明该合金板材在胀形过程具备良好的超塑性。

3) 在热拉伸变形过程中, 有动态再结晶现象产生, 其作为一种重要的软化和晶粒细化机制, 可改善合金的塑性成形能力。超塑性气胀成形过程中也有动态再结晶现象产生, 且晶粒的细化及长大主要受变形温度、应变速率和变形量的影响。随着变形量的增大, $\alpha\text{-Mg}$ 相在 $\beta\text{-Li}$ 基体中分布的也更为均匀。

4) 由拉伸断口和胀形件断裂处断口形貌发现, 试样断口均存在典型的超塑性空洞形貌特征, 说明超塑性变形过程中晶界滑移为主要变形机制, 合金超塑性失效的主要原因是空洞的长大和连接。

参考文献 References

- [1] Li Chuanqiang, He Yibin, Huang Huaipai *et al.* *Journal of Mg and Alloys*[J], 2021, 9(2): 569
- [2] Ji Hao, Wu Guohua, Liu Wencai *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2021, 876(1): 160 181
- [3] Chen Dexin, Kong Jing, Gui Zhenzhen *et al.* *Materials Letters*[J], 2021, 27: 130 358
- [4] Tang Song, Xin Tongzheng, Xu Wanqiang *et al.* *Corrosion Science*[J], 2021, 187: 109 508
- [5] Rahulan N, Gopalan S, Kumaran S *et al.* *Materials Today: Proceedings*[J], 2018, 5: 17 935
- [6] Karewar S, Gupta N, Groh S *et al.* *Computational Materials Science*[J], 2017, 126: 252
- [7] Liu Junwei, Zhao Zhigang, Lu Shiqiang *et al.* *Catalysis Today*[J], 2017, 318: 119
- [8] Wang B J, Xu D K, Cai X *et al.* *Journal of Magnesium and Alloys*[J], 2020, 9(2): 560
- [9] Liu Wenhui(刘文辉), Yao Wei(姚 玮), Liu Xuhe(刘旭贺) *et al.* *Nonferrous Metals Engineering(有色金属工程)*[J], 2016, 6(6): 24
- [10] Matsunoshita H, Edalati K, Furui M *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2015, 640: 443
- [11] Chen Xiaoyang, Zhang Yang, Cong Mengqi. *Vacuum*[J], 2020, 175: 109 292
- [12] Liu F C, Tan M J, Liao J *et al.* *Journal of Materials Science*[J], 2013, 48(24): 8539
- [13] Mehrabi A, Mahmudi R, Miura H. *Materials Science and Engineering A*[J], 2019, 765: 138
- [14] Cao Furong, Xia Fei, Xue Guoqiang. *Materials and Design*[J], 2016, 92: 44
- [15] Furui M, Kitamura H, Anada H *et al.* *Acta Materialia*[J], 2007, 55(3): 1083
- [16] Cao Furong, Xue Guoqiang, Xu Guangming. *Materials Science and Engineering A*[J], 2017, 704: 360
- [17] Xu Tiancai, Peng Xiaodong, Jiang Junwei *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2014, 43(8): 1815
- [18] Rahulan N, Gopalan S, Kumaran S. *Materials Today: Proceedings*[J], 2019, 18: 2573
- [19] El-Morsy A W, Manabe K I, Nishimura H. *Materials Transactions*[J], 2005, 43(10): 2443
- [20] Lin Bei(林 奔), Song Lingfeng(宋凌峰), Wang Zhutang(王祝堂). *Light Alloy Fabrication Technology(轻合金加工技术)*[J], 2018, 46(5): 1

Superplastic Gas Bulging Forming of LZ91 Mg-Li Alloy Sheet

Li Yong¹, Liu Junwei¹, Gao Wenliang¹, Dai Muhai², Yao Jing¹, Shu Xiaoyong¹

(1. Nanchang Hangkong University, Nanchang 330063, China)

(2. Jiangxi Hongdu Aviation Industry Group Co., Ltd, Nanchang 330000, China)

Abstract: The superplasticity, gas bulging forming properties and microstructure of LZ91 Mg-Li alloy sheet were studied by hot tensile test, gas bulging forming experiment, metallographic analysis and scanning electron microscope observation. The results show that the rolled LZ91 alloy sheet exhibits excellent superplasticity: the elongation is up to 343.7% and the strain rate sensitivity index is 0.697 when the hot tensile temperature is 573 K and the strain rate is 0.001 s^{-1} . Under the conditions of bulging temperature of 573 K and bulging pressure of 0.06 MPa, the sheet forming height is 51.14 mm and the height-diameter ratio is 1.279, which indicates that the Mg-Li alloy sheet has good superplastic forming potential. Dynamic recrystallization occurs in both hot tensile and superplastic gas bulging forming, which can effectively improve the plastic forming ability of the alloy. The typical superplastic cavities morphology at both tensile fracture and bulging fracture shows that the main deformation mechanism is grain boundary slip, and the main cause of superplastic failure is the growth and connection of the cavity.

Key words: LZ91 Mg-Li alloy; superplasticity; gas bulging forming; microstructure

Corresponding author: Liu Junwei, Ph. D., Associate Professor, School of Materials Science and Engineering, Nanchang Hangkong University, Nanchang 330063, P. R. China, E-mail: liujw1981@126.com