



双相LZ91镁锂合金 超塑性变形行为及组织演变

刘金学¹, 解海涛^{1,2}, 郭晓光¹, 肖阳¹, 赵红亮², 关绍康², 白明华³

- (1. 郑州轻研合金科技有限公司, 郑州 450041;
2. 郑州大学 材料科学与工程学院, 郑州 450001;
3. 隆基乐叶光伏科技有限公司, 西安 710000)

摘要: 采用铸造、挤压、冷轧和退火的方法, 获得了双相LZ91镁锂合金板材, 并通过OM、SEM、TEM和拉伸实验, 研究了双相LZ91镁锂合金板材在200~300 °C、应变速率 $1.0 \times 10^{-2} \sim 1.7 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 条件下的超塑性变形行为、显微组织演变和空洞长大机制。结果表明: 双相LZ91镁锂合金在285 °C、 $1.7 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 条件下的最大超塑性达到485%; 拉伸过程中微观组织由初始的 β -Li再结晶相和 α -Mg条带状相向等轴的 β -Li相、 α -Mg再结晶相以及 β -Li基体中的次生 α -Mg纳米相进行演变; 空洞主要形核于 α/β 两相晶界处, 变形早期在应力作用下, 空洞沿着晶界扩散长大, 是扩散控制的长大机制; 变形后期在周围材料的塑性变形作用下, 空洞被拉伸长大, 是塑性变形控制的长大机制。

关键词: 双相LZ91镁锂合金; 超塑性; 空洞; 显微组织演化

文章编号: 1004-0609(2022)-03-0713-08

中图分类号: TG146.22

文献标志码: A

引文格式: 刘金学, 解海涛, 郭晓光, 等. 双相LZ91镁锂合金超塑性变形行为及组织演变[J]. 中国有色金属学报, 2022, 32(3): 713-720. DOI: 10.11817/j.ysxb.1004.0609.2021-36671

LUI Jin-xue, XIE Hai-tao, GUO Xiao-guang, et al. Superplastic tensile properties and microstructure evolution of dual-phase LZ91 Mg-Li alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2022, 32(3): 713 - 720. DOI: 10.11817/j.ysxb.1004.0609.2021-36671

镁锂合金是最轻质的金属结构材料, 密度为 $1.35 \sim 1.6 \text{ g/cm}^3$, 与工程塑料相当, 但具有工程塑料所不具备的导电、导热、电磁屏蔽和减震性能, 同时还具有优异的高比强度和比刚度, 是宇航、武器、电子和计算机等工业领域较理想的轻量化材料^[1-2]。且随着镁锂合金中Li元素的添加, 具有密排六方结构(HCP)镁的 c/a 值会逐渐降低, 并由HCP(α -Mg相)向BCC(体心立方结构, β -Li相)转变。其中, 在Li含量为5.7%~10.3%(质量分数)时, 形

成一种镁基体中双相(α -Mg+ β -Li)并存的现象。 α 相室温变形以基面滑移为主, 滑移系少, 塑性差, 是一种硬脆相; β 相是体心立方结构(BCC), 塑性变形时能开动的滑移系较多, 是一种软韧相。在后续变形过程中硬质相 α -Mg与软质相 β -Li存在着协调变形的作用, 使得镁锂合金具有了优异的冷成形性^[2], 这引起了越来越多学者对其超塑性成形性能的关注。

由于多晶材料超塑性的主要机理是晶界滑动,

基金项目: 国家自然科学基金资助项目(51974281); 中铝公司2019年青年科技人才启明星计划项目(2019MXJH13); “郑州1125·聚才计划”创业领军团队项目(2015091)

收稿日期: 2021-02-25; **修订日期:** 2021-07-28

通信作者: 肖阳, 教授级高级工程师, 博士; 电话: 0371-68918239; E-mail: 905xy@163.com

因此晶粒细化以制造更多的晶界来协调变形被认为是最理想的方法^[3-4]。近年来,通过剧烈的大塑性变形和特殊的物理化学手段来达到镁锂合金晶粒尺寸的微米级、亚微米级是主要研究方向。曹富荣等^[5]采用大变形轧制与再结晶退火相结合的方法制备出平均晶粒尺寸为2 μm 的Mg-7.83Li和Mg-8.42Li合金板材,最高获得920%的超塑性;ZHOU等^[6]采用低温搅拌摩擦焊加工的技术,制备出0.61 μm (α 相)和0.96 μm (β 相)超细晶LZ91镁锂合金,超塑性达到了1104%。研究发现^[7-8],等径角挤压(ECAE)、高变速比差速轧制(HRDSR)等也均可将Mg-Li合金的晶粒尺寸细化到亚微米水平,从而实现超塑性。这些研究均在寻求达成显著晶粒组织细化的方法来满足经典超塑性变形晶粒尺寸小于10 μm 的基本条件。然而,因 α 相与 β 相的晶体结构不同,两相变形所需变形抗力、再结晶温度不同,在常规形变热处理条件下,造成的两相变形程度和晶粒尺寸存在着显著差异,晶粒尺寸通常难以满足经典超塑性变形小于10 μm 这一基本条件,然而因双相组织的协调作用,镁锂合金也会存在有一定的超塑性,却鲜有文献报道。

若通过常规的挤压、轧制、锻造等变形后,即可获得具有超塑性的镁锂合金材料,而无须局限于对材料尺寸有诸多限制的等径角挤压、搅拌摩擦焊等特殊加工工艺,这将对镁锂合金的工业化应用更具有实际意义。因此,本文作者通过普通挤压+冷轧变形的的方法获得具有粗晶组织的双相LZ91镁锂合金,并研究该合金在高温拉伸过程中的显微组织演变及力学行为,揭示其超塑性机制,从而为工业化生产提供参考思路。

1 实验

试验采用真空感应熔炼炉制备镁锂合金,在高纯氩气保护下,采用纯镁锭(纯度 $\geq 99.9\%$),纯锂锭(纯度 $\geq 99.7\%$)以及纯锌锭(纯度 $\geq 99.7\%$)。合金经过熔炼浇铸后获得直径250 mm的铸锭,铸锭化学成分见表1。铸锭经300 $^{\circ}\text{C}$ 、18 h均匀化热处理后,260 $^{\circ}\text{C}$ 温度下在630 t挤压机上进行挤压,获得厚度为15 mm的挤压板材;然后经225 $^{\circ}\text{C}$ 、1 h退火后在辊径直径250 mm轧机上冷轧至2 mm,道次变形量为15%~27%;最后经225 $^{\circ}\text{C}$ 、1 h再结晶退火获得所需镁锂合金板材。

表1 LZ91 镁锂合金化学成分

Table 1 Chemical composition of LZ91 alloy (mass fraction, %)

Li	Zn	Mg
8.82	0.97	Bal.

采用LEICA DM4000M光学显微镜对镁锂合金板材纵截面(RD-ND)和板面(RD-TD)进行显微组织观察,腐蚀剂为4%(体积分数)硝酸+酒精溶液。按照GB/T 4338—2006标准沿轧制方向加工高温拉伸试样,高温拉伸性能测试在配备有加热炉的SUN 10电子万能试验机上进行。拉伸后试样组织及断口形貌采用光学显微镜、ZEISS EVO MA10扫描电子显微镜及场发射透射电镜Tecnai G2 F20进行观察。

2 结果与分析

2.1 超塑性变形前的显微组织

图1所示为LZ91镁锂合金铸态、轧制态及轧制后退火态的显微组织照片。从图1(a)可以看到,该合金组织由白色 α -Mg相和灰色 β -Li相组成, α -Mg相呈粗大板条状和球状均匀分布于 β -Li基体中,所占比例约28%。轧制后因 β 相对 α 相的协调变形,两相均沿轧制方向被拉长,基本未发生动态再结晶,而且 α 相呈条带状分布,产生了两相分层的现象(见图1(b))。再结晶退火后 β 相发生完全静态再结晶,而 α 相依然为较长的条带状,长度可达200 μm 以上(见图1(c)和(d)),其原因是225 $^{\circ}\text{C}$ 的退火温度未能达到 α 相的临界再结晶温度点。由于 α -Mg作为硬质相对 β 相起到了诱导再结晶且抑制再结晶晶粒长大的作用,结果导致 β 相局部出现成片的细小再结晶晶粒,晶粒尺寸基本为3~6 μm ,同时还存在大量大尺寸 β 相晶粒,多分布于25~34 μm 之间。也即本试验制备的双相LZ91镁锂合金板材不满足经典超塑性变形晶粒尺寸均小于10 μm 的基本条件。

2.2 超塑性拉伸行为

图2所示为LZ91镁锂合金在不同变形条件下的拉伸应力-应变曲线。从图2可以看出,在相同温度下,抗拉强度随应变速率的降低而减小。究其原因相比于高应变速率变形过程,随着应变速率

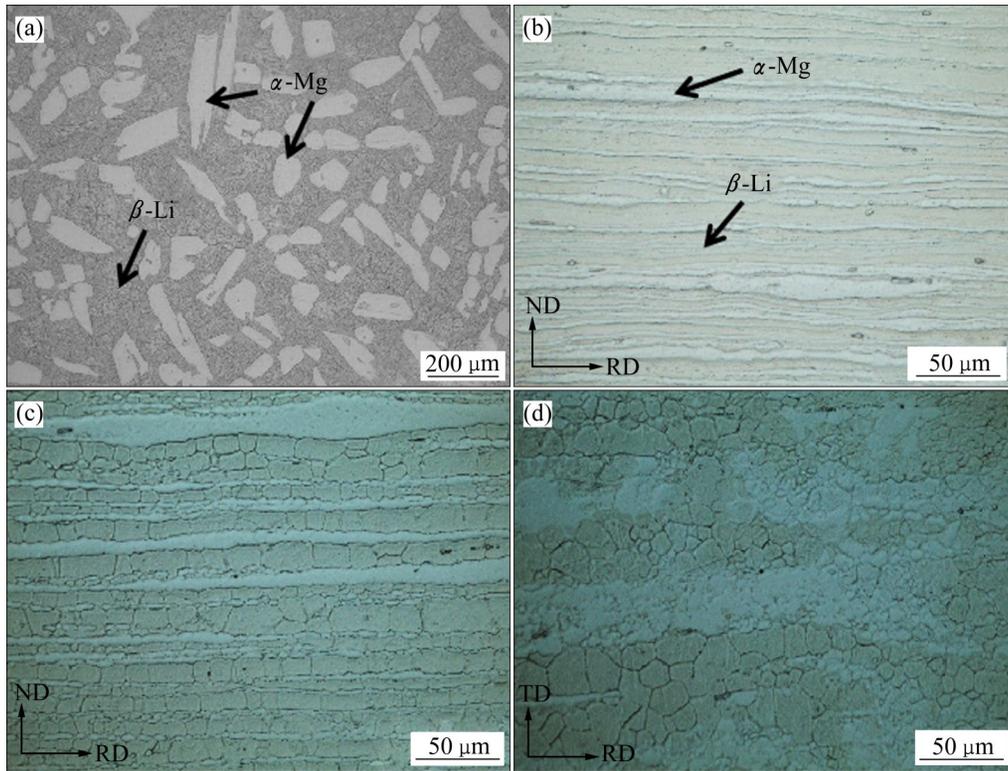


图 1 LZ91 镁锂合金铸态、轧制态及轧制后退火态的显微组织

Fig. 1 OM of as-cast (a), as-rolled ((b), RD-ND plane) and as-annealed ((c), RD-ND plane; (d), RD-TD plane) LZ91 alloys

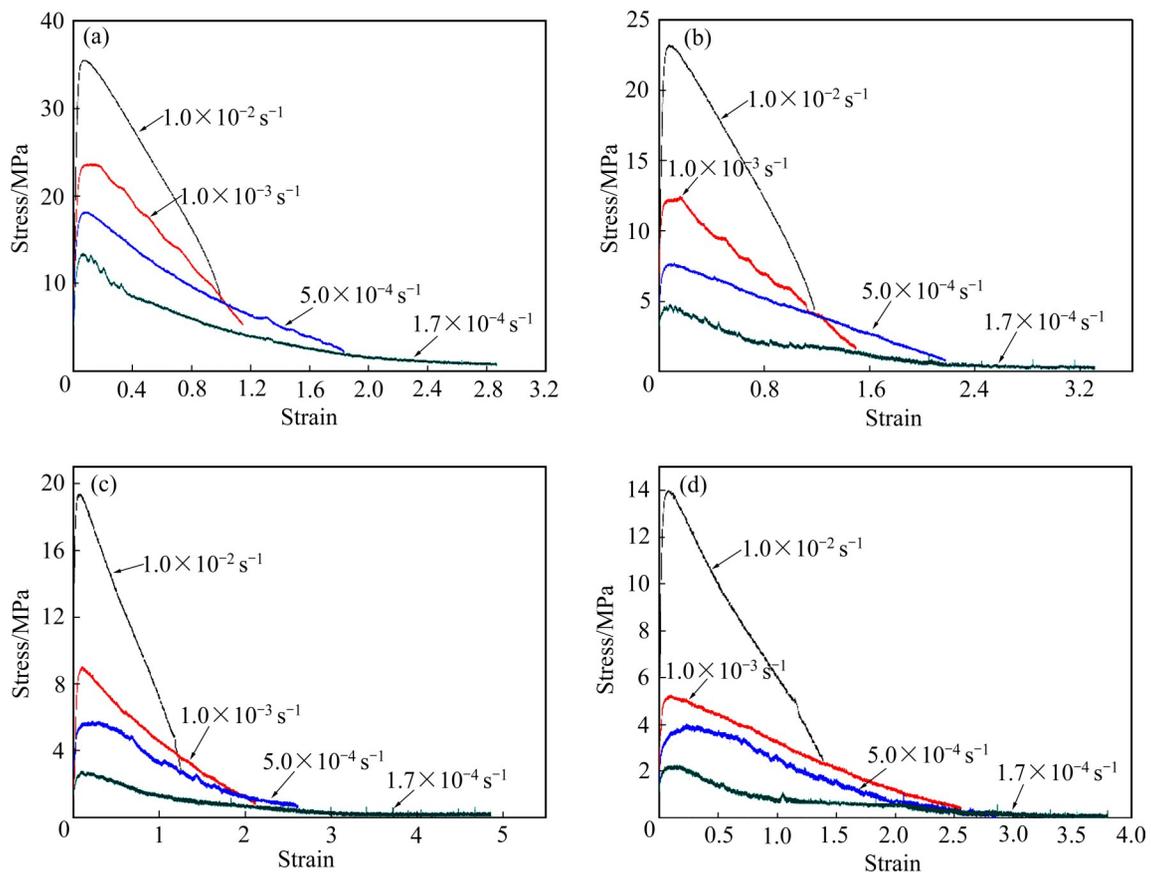


图 2 LZ91 镁锂合金在不同变形条件下的拉伸应力-应变曲线

Fig. 2 Tensile stress-strain curves of LZ91 alloy at 200 °C (a), 250 °C (b), 285 °C (c), 300 °C (d) with different strain rates

的降低,达到相同应变所需时间就越长,位错增殖速率将会减缓,形变储存能降低,动态再结晶软化程度提高,整个塑性变形过程更为充分,致使合金变形的临界切应力降低,抗拉强度也相应减小^[9]。而在相同应变速率下,抗拉强度随温度升高而逐渐下降。合金的高温变形是一个热激活过程,随着温度的升高,原子自由能提高,原子的动能增加,扩散加快,合金中难以变形的 α 相柱面和锥面滑移系启动, α/α 、 β/β 及 α/β 界面相对滑动能力提高,使临界剪切应力降低,同时,在高温超塑性变形过程中,在热机械作用下也同步发生着动态再结晶软化,以上两个因素最终导致合金的应力随着温度的升高而降低。从应力-应变曲线图中可以看到,镁锂合金在应变速率 $1.0 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ 条件下,抗拉强度在很快达到峰值后迅速下降至断裂;而当应变速率降低到 $1.7 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 时,合金抗拉强度在达到峰值后缓慢降低,随着变形程度的增加,曲线逐渐变得平缓,呈现出稳态流变特征,动态再结晶与加工硬化趋于平衡,在 $285 \text{ }^\circ\text{C}$ 、 $1.7 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 时表现出485%的最大超塑性伸长率。另外,当应变速率为 $1.7 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 时,伸长率呈先增长后降低的趋势:在温度 $285 \text{ }^\circ\text{C}$ 时具有最大伸长率485%,温度达到 $300 \text{ }^\circ\text{C}$ 后,伸长率下降至377%。其原因是随着温度的适当升高,临界剪切应力降低,原子自由能提高,促进了晶界的滑移,提高了扩散蠕变能力,导致合金的超塑性增大,而温度的进一步提升,将促使晶粒长大,当超过最佳超塑性变形温度时, α -Mg相的再结晶长大和 β -Li相晶粒长大,使得总体晶粒数量显著减少,这又将引起超塑性急剧下降^[10-11]。因此,在合适的温度与速率下,具有带状 α 相和粗大 β 相组织的双相LZ91镁锂合金也表现出较为优异的超塑性。

2.3 超塑性拉伸过程中的组织演变

图3所示为双相LZ91镁锂合金在最佳超塑性条件($285 \text{ }^\circ\text{C}$ 、 $1.7 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$)下拉伸至不同应变后的显微组织。从图3(a)、(a')可以看到,当应变量为52%时,在该热变形条件下, α/β 两相之间发生了相对原子扩散,被拉长的 α 相初始晶粒开始发生动态再结晶,但总体 α 相依然成流线状分布于 β 相基体中。 α 相动态再结晶主要与超塑性变形过程中的高温低应变速率有关^[11],低应变速率下原子的迁

移扩散速度比静态和高应力状态下都要快得多,加速了 α 相的再结晶,并且在拉伸过程中,连续分布的 α 相在应变引起晶界迁移和滑动的作用下逐渐分散开来^[10,12]。同时由于晶粒内部位错数量和位错密度增大,造成位错塞积和晶界的应力集中,为协调变形,晶界处开始出现少量分散的黑色空洞,以达到释放应力的目的^[5]。当应变量达到96%时(见图3(b)、(b')), α 相已基本完全动态再结晶,并开始向等轴晶发生转变, β 相晶粒的等轴性也逐渐增加,两相晶粒的重新分布和 α 相的动态再结晶球化,使得 α/β 相界面的晶界面积增大,变形协调性也随之增加^[13-14]。当应变量达到240%时(见图3(c)、(c')),再结晶后的 α 相晶粒逐渐发生长大,此时产生的空洞已开始沿 α 相晶界扩散并向 β -Li基体中生长,空洞之间呈离散分布。后续在随着应变量逐渐增大到300%过程中(见图3(d)、(d')),空洞也逐渐长大,且相互延伸、聚集、合并,直至应变量达到485%时发生失效。

图4所示为 $285 \text{ }^\circ\text{C}$ 、 $1.7 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 条件下拉伸至52%应变后LZ91镁锂合金板材TEM像。从图4可以看出, β -Li的晶格发生了严重畸变,在灰色 β -Li相组织中出现大量尺寸为20~100 nm的白色 α -Mg纳米析出相。这可能是在高温下,锂原子的扩散速度快,导致 β 相中出现“脱锂”现象,而Mg原子在 β 相中迁移聚集,此消彼长的情况下,应力诱导产生纳米 α -Mg相颗粒,并在随后的变形过程中逐渐聚集长大,这与KIM等^[11]在研究Mg-9Li-1Zn合金时发现 β 相中析出纳米 α 相晶粒一致。因此,超塑性拉伸过程中的组织演化可以认为是从初始的基体 β -Li再结晶相和 α -Mg原始条带状相到等轴 β -Li基体相、 α -Mg再结晶球化相以及 β -Li基体中的次生 α -Mg纳米相的演变。

2.4 超塑性拉伸过程中的空洞演变

为探明板材的空洞形成机制及失效机制,对镁锂合金板材进行了SEM观察。结果如图5所示,由图5(a)可以看出在试样拉伸至240%时所出现的黑色空洞主要以“O”型和“V”型为主,且主要在 α/β 相晶界和 β 相三叉晶界处形成。一般情况下,三叉晶界处与第二相粒子处是空洞的主要来源^[3],而本试验合金的 α/β 两相晶界则是空洞的主要形核位置。其原因是硬质相 α 与软质相 β 晶界处扩散蠕变

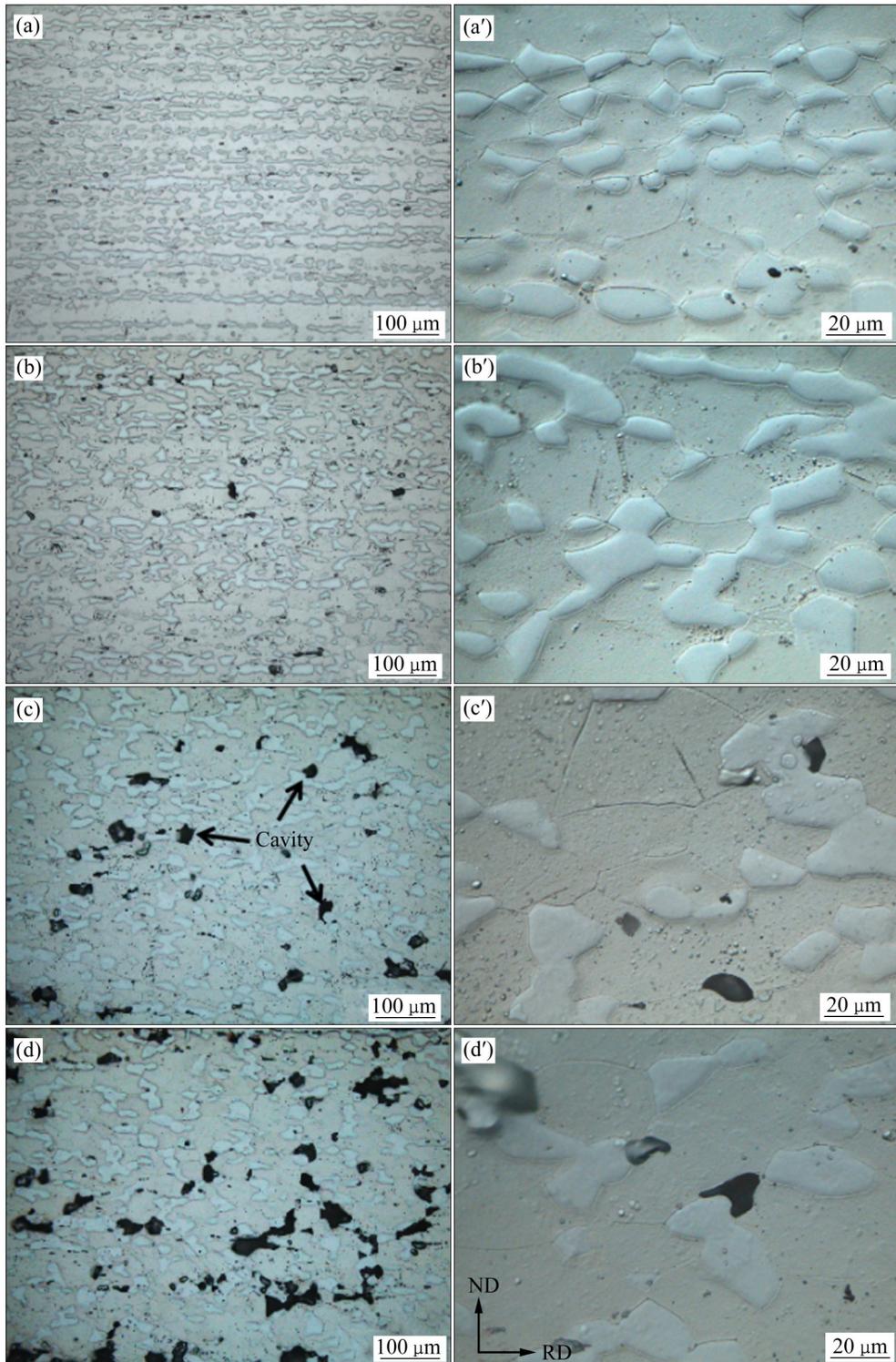


图3 285 °C、 $1.7 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 下 LZ91 镁锂合金拉伸至不同应变变量后 RD-ND 面的显微组织

Fig. 3 OM of LZ91 alloy on RD-ND plane after uniaxial tension at 52%((a), (a')), 96%((b), (b')), 240%((c), (c')), 300%((d), (d')), 285 °C and $1.7 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$

或位错蠕变较弱, 变形过程中, 在该处产生的应力难以得到有效松弛, 导致 $\alpha\beta$ 两相界面处的应力集中相对于同相晶粒界面处的应力集中更为突出, 从而大量的 $\alpha\beta$ 相晶界就承担了应力释放的角色, 成

为空洞的主要形核位点, β 相三叉晶界反而成了空洞的次要萌生点。早期的空洞起到了应力松弛的作用, 有利于超塑性行为的进行^[15]。从图 5、3 中也可以观察到黑色空洞的“O”型和“V”型的形貌

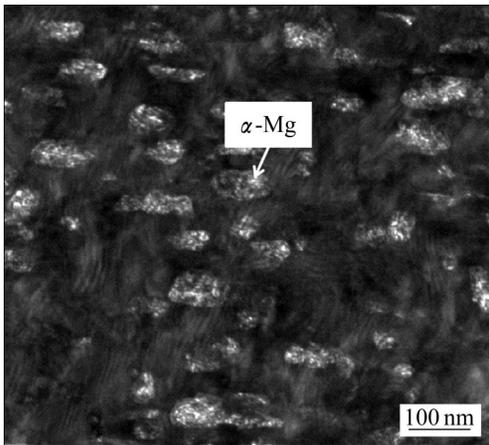


图4 285 °C、 $1.7\times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 下拉伸至应变52% LZ91 镁锂合金板材的TEM像

Fig. 4 TEM image of LZ91 alloy after uniaxial tension to 52% at 285 °C and $1.7\times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$

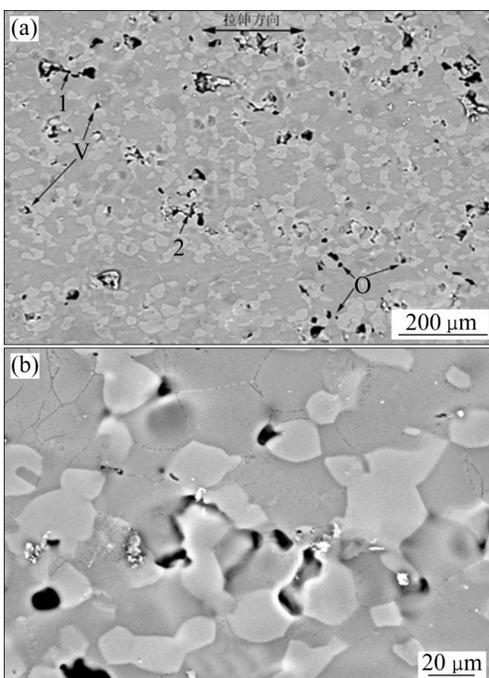


图5 285 °C、 $1.7\times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 下拉伸至应变240% LZ91 镁锂合金板材的SEM像

Fig. 5 SEM images of LZ91 alloy after uniaxial tension to 240% at 285 °C and $1.7\times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$

表现形式，这与两相晶粒形貌、尺寸及分布密切相关，从图5(b)可以看到，空洞是在 α 相之间、 α 相与 β 相晶界之间的“夹缝”中沿着 α 相晶界形成，向 β 相内扩展。在 α 相聚集的地方，由于 α 相的阻碍，更容易形成“V”型；在 α 相相对较孤立的地方，空洞更容易充分扩展，成为“O”型，如图5(a)所示。从图5(a)中1和2处可以发现，空洞均大

致是沿着拉伸方向扩展连接。后期随着空洞扩展长大，相邻的空洞相互延伸、连接，逐渐割裂了 α 相与 β 相的变形协调性，最终导致宏观断裂^[6-17]。

同时，对285 °C、 $1.7\times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 条件下拉伸至485%后的断口部位进行了显微组织观察。对比240%(见图3(c)和图5)、300%(见图3(d))及485%(见图6(a))的空洞生长演变，可以发现，低应变速率 $1\times 10^{-4} \text{ s}^{-1} (< 1\times 10^{-3} \text{ s}^{-1})$ 下的LZ91镁锂合金，其空洞生长于晶界处、扩展于 β -Li内，优先沿拉伸方向生长，但局部伴随有向垂直于拉伸方向的扩散，最终造成沿拉伸方向生长的空洞之间逐渐横向联通，致使材料失效断裂。对其断口形貌观察来看(见图6(b))，由于断口附近晶粒尺寸粗大，断口主要以大而深的韧窝和空洞为主，晶界滑动与晶间断裂特征明显，这也说明了在最佳超塑性变形后期大量的空洞聚合导致了材料失效。由以上现象可知，本实验合金在最佳超塑性变形条件下的空洞长大机制可分为两个阶段^[18-22]：第一阶段是在变形早期，随应力

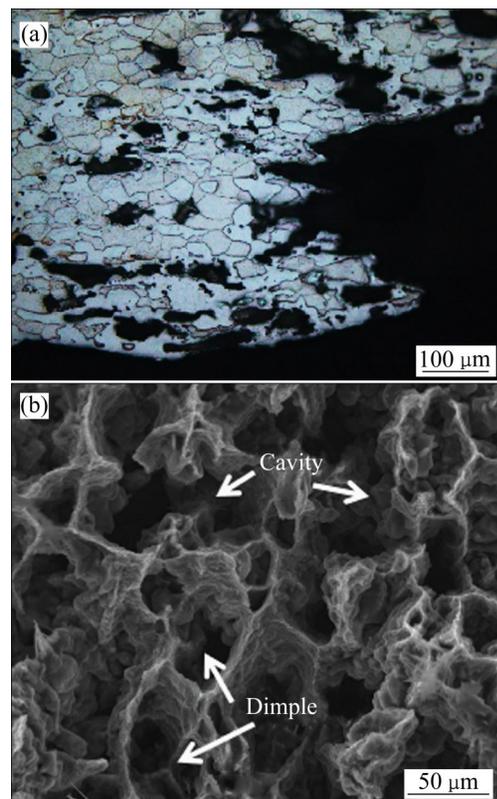


图6 285 °C、 $1.7\times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 下LZ91镁锂合金拉伸至应变485%后的断口组织形貌

Fig. 6 Microstructure (a) and fracture morphology (b) of LZ91 alloy after uniaxial tension to 485% at 285 °C and $1.7\times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$

的增加, 空洞沿着晶界扩散长大, 是一种扩散控制的长大机制; 第二阶段是变形进行到一定阶段, 随周围材料的塑性变形, 空洞被拉伸长大, 是一种塑性变形控制的长大机制。

3 结论

1) 双相 LZ91 镁锂合金在 285 °C、 $1.7 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 条件下获得了最大超塑性, 伸长率为 485%, 应力-应变曲线呈现稳态流变特征。

2) LZ91 镁锂合金在最佳超塑性条件下, 其拉伸过程中的组织演化是初始的基体 β -Li 再结晶相和 α -Mg 原始条带状相到等轴 β -Li 基体相、 α -Mg 再结晶球化相以及 β -Li 基体中的次生 α -Mg 纳米相进行演变。由于 α -Mg 的动态再结晶球化使得 α/β 相界面的晶界面积增大, 变形协调性增加。

3) LZ91 镁锂合金的空洞主要形核于 α/β 两相晶界处。主要是由于硬质相 α 与软质相 β 晶界处应力集中相对于同相晶粒的晶界要更为突出, 应力优先在 α/β 相晶界释放。

4) LZ91 镁锂合金在最佳超塑性变形条件下的空洞长大机制分为两个阶段: 第一阶段是在变形早期扩散控制的长大机制, 空洞沿着晶界扩散长大; 第二阶段是塑性变形控制的长大机制, 空洞被拉伸长大。

REFERENCES

- [1] 张密林, ELKIN F M. 镁锂超轻合金[M]. 北京: 科学出版社, 2010.
ZHANG Mi-lin, ELKIN F M. Mg-Li ultralight alloy[M]. Beijing: Science Press, 2010.
- [2] COUNTS W A, FRIÁK M, RAABE D, et al. Using ab initio calculations in designing bcc Mg-Li alloys for ultralightweight applications[J]. Acta Materialia, 2009, 57(1): 69-76.
- [3] 王慧远, 张行, 徐新宇, 等. 超塑性轻合金组织稳定性的研究进展及展望[J]. 金属学报, 2018, 54(11): 1618-1624.
WANG Hui-yuan, ZHANG Hang, XU Xin-yu, et al. Current research and future prospect on microstructure stability of superplastic light alloys[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2018, 54(11): 1618-1624.
- [4] CAO F R, XIA F, XUE G Q. Hot tensile deformation behavior and microstructural evolution of a Mg-9.3Li-1.79Al-1.61Zn alloy[J]. Materials & Design, 2016, 92: 44-57
- [5] 曹富荣, 丁桦, 李英龙, 等. 超轻双相镁锂合金的超塑性、显微组织演变与变形机理[J]. 中国有色金属学报, 2009, 19(11): 1908-1916.
CAO Fu-rong, DING Hua, LI Ying-long, et al. Superplasticity, microstructural evolution and deformation mechanism of super-light two-phase Mg-Li alloys[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2009, 19(11): 1908-1916.
- [6] ZHOU M R, MORISADA Y, FUJII H, et al. Pronounced low-temperature superplasticity of friction stir processed Mg-9Li-1Zn alloy[J]. Materials Science and Engineering A, 2020, 780(7): 139071-139074.
- [7] YOSHIDA Y, CISAR L, KAMADO S, et al. Low temperature superplasticity of ECAE processed Mg-10%Li-1%Zn alloy[J]. Materials Transactions, 2002, 43(10): 2419-2423.
- [8] 刘滕, 张伟, 吴世丁, 等. 双相合金 Mg-8Li-1Al 的等通道转角挤压 II. 挤压后合金的室温拉伸性能[J]. 金属学报, 2003, 8: 795-798.
LIU Teng, ZHANG Wei, WU Shi-ding, et al. Equal channel angular pressing of a two-phase alloy Mg-8Li-1Al II. Room temperature tensile properties of the alloy processed by ECAP[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2003, 39(8): 795-798.
- [9] CHANG T C, WANG J Y, CHU C L, et al. Mechanical properties and microstructures of various Mg-Li alloys[J]. Materials Letters, 2006, 60(27): 3272-3276.
- [10] 郭鸿镇, 张维, 赵张龙, 等. TC21 新型钛合金的超塑性拉伸行为及组织演化[J]. 稀有金属材料与工程, 2005, 34(12): 1935-1939.
GUO Hong-zhen, ZHANG Wei, ZHAO Zhang-long, et al. The superplastic tensile deformation behavior and structure evolution of new type titanium alloy-TC21[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2005, 34(12): 1935-1939.
- [11] KIM W J, KIM M J, WANG J Y. Ultrafine-grained Mg-9Li-1Zn alloy sheets exhibiting low temperature superplasticity[J]. Materials Science and Engineering A, 2009, 516(1/2): 17-22.
- [12] 孔凡涛, 崔宁, 陈玉勇, 等. Ti-43Al-9V-Y 合金的高温变形行为研究[J]. 金属学报, 2013, 49(11): 1363-1368.
KONG Fan-tao, CUI Ning, CHEN Yu-yong, et al. The hot deformation behavior of Ti-43Al-9V-Y alloy[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2013, 49(11): 1363-1368.
- [13] 贾勇. LZ91 镁锂合金超塑性能及负角度盒形件超塑成形[D]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学, 2017.
JIA Yong. The superplastic characteristics and forming of LZ91 Mg-Li alloy[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2017.
- [14] HIGASHI K, WOLFENSTINE J. Microstructural evolution during superplastic flow of a binary Mg-8.5 wt.% Li alloy[J]. Materials Letters, 1991, 10(7/8): 329-332.
- [15] QU Z K, LIU X H, WU R Z, et al. The superplastic property of the as-extruded Mg-8Li alloy[J]. Materials Science and

- Engineering A, 2010, 527(13/14): 3284–3287.
- [16] ZHANG T L, TOKUNAGA T, OHNO M. Fabrication of Al-Coated Mg-Li alloy sheet and investigation of its properties [J]. Acta Metallurgica Sinica(English Letters), 2019, 32(2): 169–177.
- [17] CAO F R, XUE G Q, XU G M. Superplasticity of a dual-phase-dominated Mg-Li-Al-Zn-Sr alloy processed by multidirectional forging and rolling[J]. Materials Science and Engineering A, 2017, 704: 360–374.
- [18] 刘旭贺. 超轻超塑性镁锂合金的制备及性能研究[D]. 哈尔滨: 哈尔滨工程大学, 2012.
LIU Xu-he. Study on preparation and properties of superlight-superplastic Mg-Li alloy[D]. Harbin: Harbin Engineering University, 2012.
- [19] 赵莎. 5A90 铝锂合金薄板超塑拉伸变形的空洞演化[D]. 长沙: 中南大学, 2013.
ZHAO Sha. Evolution of cavities in 5A90 Al-Li alloy sheet during superplastic stretching[D]. Changsha: Central South University, 2013.
- [20] HULL D, RIMMER D E. The growth of grain-boundary voids under stress[J]. Philosophical Magazine, 1959, 4(42): 673–687.
- [21] CHOKSHI A H, LANGDON T G. A. Model for diffusional cavity growth in superplasticity[J]. Acta Metallurgica, 1987, 35(5): 1089–1101.
- [22] MEHRABI A, MAHMUDI R, MIURA H. Superplasticity in a multi-directionally forged Mg-Li-Zn alloy[J]. Materials Science and Engineering A, 2019, 765: 138274.

Superplastic tensile properties and microstructure evolution of dual-phase LZ91 Mg-Li alloy

LUI Jin-xue¹, XIE Hai-tao^{1,2}, GUO Xiao-guang¹, XIAO Yang¹, ZHAO Hong-liang²,
GUAN Shao-kang², BAI Ming-hua³

(1. Zhengzhou Light Alloy Institute Co., Ltd., Zhengzhou 450041, China;

2. School of Materials Science and Engineering, Zhengzhou University, Zhengzhou 450001, China;

3. LONGi Solar Technology Co., Ltd., Xi'an 710000, China)

Abstract: The dual-phase LZ91 alloy plate was prepared by vacuum casting, extrusion, cold rolling and annealing. The superplastic behavior, microstructure evolution and cavity growth mechanism of LZ91 Mg-Li alloy were investigated using OM, SEM, TEM and tensile tests in the temperature range 200 °C to 300 °C and strain rate of $1.0 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ to $1.7 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$. The results show that the maximum superplasticity of dual-phase LZ91 Mg-Li alloy reaches 485% at 285 °C, $1.7 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$. During the superplastic deformation, the microstructure evolves from initial β -Li recrystallized phase and banded α -Mg phase to equiaxial β -Li phase, α -Mg recrystallized phase and nano α -Mg precipitates in β -Li matrix. The cavitation is mainly nucleated at the α/β interface. In the early stage of deformation, the cavity diffuses and grows along the grain boundary due to the promotion of stress, which is the diffusion-controlled growth mechanism. While, the cavity is stretched under the plastic deformation of the surrounding material in the later stage of deformation, then the growth mechanism is plastic deformation-controlled.

Key words: dual-phase LZ91 alloy; superplasticity; cavity; microstructure evolution

Foundation item: Project(51974281) supported by National Natural Science Foundation of China; Project(2019MXJH13) supported by Young Scientific and Technological Talents Starlight of CHINALCO of China; Project(2015091) supported by “Zhengzhou 1125 Jucai Plan” Entrepreneurial Leading Team of China

Received date: 2021-02-25; **Accepted date:** 2021-07-28

Corresponding author: XIAO Yang; Tel: +86-371-68918239; E-mail: 905xy@163.com

(编辑 龙怀中)