

Mg-9.5Li-2.56Al-2.58Zn 合金组织及室温变形行为

张金龙, 路恩皓, 朱 均, 张 莹, 姜 行, 尹 晨, 张祺铭

(西安航空学院 材料工程学院, 陕西 西安 710077)

摘 要: 以 Mg-9.5Li-2.56Al-2.58Zn 合金为对象, 研究其组织形貌及相组成。并利用 UTM5305 电子万能试验机对其进行了不同应变速率以及不同变形量的室温压缩实验, 获得真应力-应变曲线, 构建合金的室温变形本构方程。研究压缩前后合金的微观组织和压缩性能演变规律。结果表明, Mg-9.5Li-2.56Al-2.58Zn 合金包含 α -Mg、 β -Li、 $\text{Al}_{12}\text{Mg}_{17}$ 、 AlLi 和 MgLiAl_2 5 相, β -Li 为基体相, α -Mg 相呈条状或块状, 纤维状 $\text{Al}_{12}\text{Mg}_{17}$ 相位于 α -Mg 相内部, 颗粒状 MgLiAl_2 相分布在晶界上, 晶内相 AlLi 呈颗粒状。固溶处理后合金组织中析出相的数量明显减少, 合金强度得到提升。根据 Mg-9.5Li-2.56Al-2.58Zn 合金真应力-应变曲线分析了应变速率对流变应力的影响, 挤压态和固溶态合金室温压缩都存在峰值应力和峰值后的软化现象, 有利于室温成形; 并通过线性回归的方式获得不同状态下的材料本构方程常数 n 以及 $\ln A - (Q/RT)$ 的值, 构建了基于 Arrhenius 模型的本构方程。合金组织随压缩变形量增加被逐渐压扁、拉长, AlLi 相有所增多。

关键词: Mg-Li 合金; 显微组织; 室温变形行为; 本构方程

中图分类号: TG146.22

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2021)04-1359-06

镁锂合金是目前最轻的金属结构材料, 密度为 $1.35\sim 1.65\text{ g/cm}^3$, 比铝合金轻 $1/3\sim 1/2$, 是一般镁合金的 $3/5\sim 3/4$, 比玻璃橡胶等有机物和无机物的密度还小^[1-3]。由于拥有高比强度、高比刚度、优异的成形性和阻尼能力, 以及良好的导电性、导热性, 镁锂合金在航空航天、兵器工业、交通运输、和电子信息产业等领域具有广阔的应用前景^[4-8]。通常镁及其合金在室温下塑性成形能力较差。而 Li 元素的添加可以显著提高镁合金的室温塑性及可成形性^[4,9]。这归因于 Li 元素能有效地降低 α -Mg 的 hcp 结构的晶格参数 c/a 轴比, 从而激活晶格平面间更多的非基底滑移^[10], 如棱柱形 $\{10\bar{1}0\}$ 和金字塔形 $\{10\bar{1}2\}$ 平面将被顺利激活。当镁合金中 Li 含量超过 5.7% 后, 随 Li 含量增加 Mg-Li 合金 hcp 晶格结构相将逐渐被塑性更好的 bcc 结构相替代; 当锂含量高于 10.3% 后, 合金形成 bcc 结构的单相组织^[11-16]。滑移系的数量增多, 室温下的变形能力得到显著提高。因此, 镁锂合金中不利的变形特征较少形成^[17], 合金的变形过程变得容易控制, 镁锂合金的塑性比传统镁合金要好得多, 室温下的塑性变形能力也显著提升。

由于二元系 Mg-Li 合金的综合力学性能并不理想, 难以满足工业需要, 因此往往通过向 Mg-Li 合金中添加其它合金元素, 如 Al、Zn、Ca 等, 利用合金

化手段来增强其性能。LA (Mg-Li-Al) 系 (主要合金化元素为 Al) 和 LZ (Mg-Li-Zn) 系 (主要合金化元素为 Zn) 是 Mg-Li 合金合金化中被研究最多的。Al 和 Zn 在 Mg-Li 合金中溶解度较高, 并且能产生较好的固溶强化效果, 因此 Al 和 Zn 是 Mg-Li 合金中最常见的合金化元素。

镁合金的成形方式主要是铸造、半固态成形和塑性加工成形, 通常成形需要在较高温度下完成, 液态成形还需将合金熔化。由于 Mg 和 Li 均为活泼性金属, 镁锂合金极易氧化, 高温下成形更会加速其氧化。鉴于镁锂合金的塑性较其他镁合金好, 充分利用这一特点开发室温成形工艺, 可避免高温加工氧化, 同时通过室温成形可获得高精度零件。因此本实验对镁锂合金室温变形行为进行系统研究, 为室温成形工艺提供参考方案。希望能够通过室温成形获得高精度的零件, 降低镁锂合金成形的难度和成本, 促进镁锂合金进一步应用。

1 实 验

实验材料为 Mg-9.5Li-2.56Al-2.58Zn 挤压态棒材, 直径为 200 mm, 其化学成分如表 1 所示。对棒坯进行 $320\text{ }^\circ\text{C}/12\text{ h}$ 的固溶处理, 利用线切割机沿挤压方向从坯料上切割出尺寸为 $\Phi 11\text{ mm}$ 的圆柱形试样, 再利用

收稿日期: 2020-05-25

基金项目: 陕西省自然科学基金基础研究计划 (2019JM-247); 大学生创新创业训练计划 (201911736017)

作者简介: 张金龙, 男, 1976 年生, 博士, 教授, 西安航空学院材料工程学院, 陕西 西安 710077, E-mail: zjl24931@163.com

表 1 Mg-9.5Li-2.56Al-2.58Zn 合金化学成分

Table 1 Chemical composition of Mg-9.5Li-2.56Al-2.58Zn alloy (wt%)

Li	Al	Zn	Fe	Cu	Si	Mg
9.5	2.56	2.58	<0.01	<0.01	0.06	Bal.

车床将圆柱形试样车削至 $\Phi 10$ mm，并沿轴向将试样截成 15 mm 长的若干段。通过三思纵横的 UTM5305 电子万能试验机进行不同应变速率 ($0.0001, 0.001, 0.01$ 以及 0.1 s^{-1}) 和不同变形量 (13%, 26%, 39%, 52%, 65%) 的室温压缩。压缩时，在试样两端涂抹润滑剂，减小试样与压头间的摩擦，降低试样的不均匀变形，避免产生严重的鼓形。

将压缩试样沿纵向切割，抛光后采用 10% 盐酸 +90% 无水乙醇溶液腐蚀，通过 OLYMPUS-GX71 型倒置金相显微镜和 JSM-6510A 分析型扫描电子显微镜进行显微组织观察。透射试样研磨至 $60 \mu\text{m}$ 厚，用模具冲成直径为 3 mm 的圆片，再抛光至 $30 \mu\text{m}$ 进行离子束减薄，采用 Tecnai G2 F20 S-TWIN 透射电子显微镜采集 TEM 明场、暗场像和高分辨像，利用选区电子衍射获得衍射花样。采用帕纳科的 Aeris 型 X 射线衍射分析仪对合金相组成进行检测，利用 HighScore (Plus) v4.x 软件辅助进行衍射峰标定，相组成参照 2004 版标准 PDF 卡片标定。

2 结果与讨论

2.1 合金组织

图 1a、1b 为挤压态 Mg-9.5Li-2.56Al-2.58Zn 合金微观组织。从图中可以看出，该合金为典型的双相组织。由文献[18, 19]及图 1e 的 XRD 分析可知，双相结构为 α -Mg 相 (Mg 中 Li 固溶体) 和 β -Li 基体相 (Li 中 Mg 固溶体)。 α -Mg 相呈条块状或块状分布在 β -Li 基体上。除这两相外， α -Mg 相中存在一种纵横交错的纤维组织，晶界上和晶内存在细小的颗粒状相。XRD 分析也表明，在合金中除 α -Mg 相和 β -Li 相，还存在 $\text{Al}_{12}\text{Mg}_{17}$ 相、 AlLi 相和 MgLiAl_2 相。挤压态 Mg-9.5Li-2.56Al-2.58Zn 合金固溶处理后 (如图 1c、1d，本文称为固溶态)，合金中 β -Li 相的晶粒明显长大，晶界清晰可见；而 α -Mg 相形态显得更加规则，全部转变为块状； α -Mg 相内部的纤维状组织变粗数量减少，同时，颗粒状相的数量也大幅度减少。

为进一步确定 Mg-9.5Li-2.56Al-2.58Zn 合金相中各化合物相，对其组织进行了 TEM 表征，图 2 为 TEM 表征结果。图 2a 中的 A 处细长相对应的衍射花样标定如图 2a₁ 所示，结果显示该相为 α -Mg 上分布的 $\text{Al}_{12}\text{Mg}_{17}$ 相，与图 1b 中的纤维组织对应。图 2b 中的 B 处相为分布在晶界相上的颗粒相，图 2b₁ 为其衍射花样，标定显示为 MgLiAl_2 相。而图 2c 中的 C 处相位于晶内，其衍射花样标定见图 2c₁，为 AlLi 相。由此判定， α -Mg 相内部的纤维组织为 $\text{Al}_{12}\text{Mg}_{17}$ 相，晶界相上的颗粒相为 MgLiAl_2 相，晶内颗粒相为 AlLi 相。

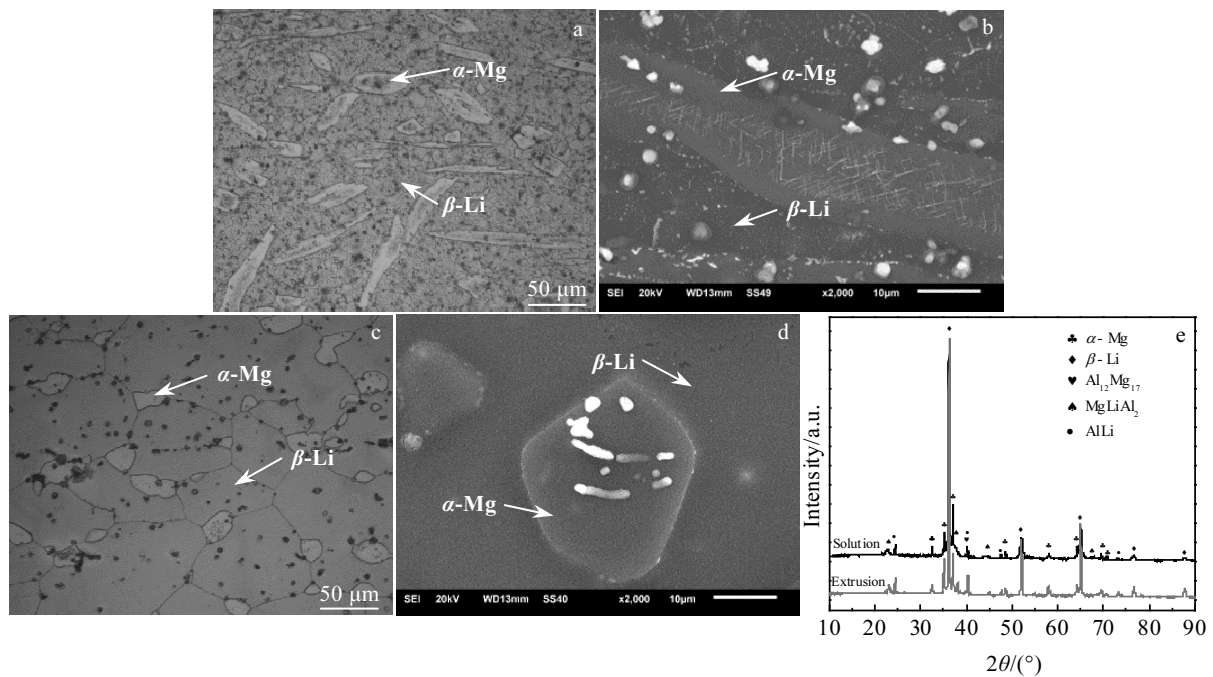


图 1 Mg-9.5Li-2.56Al-2.58Zn 合金组织及 XRD 图谱

Fig.1 As-extrusion (a, b), solid solution (c, d) microstructures and XRD patterns (e) of Mg-9.5Li-2.56Al-2.58Zn alloy

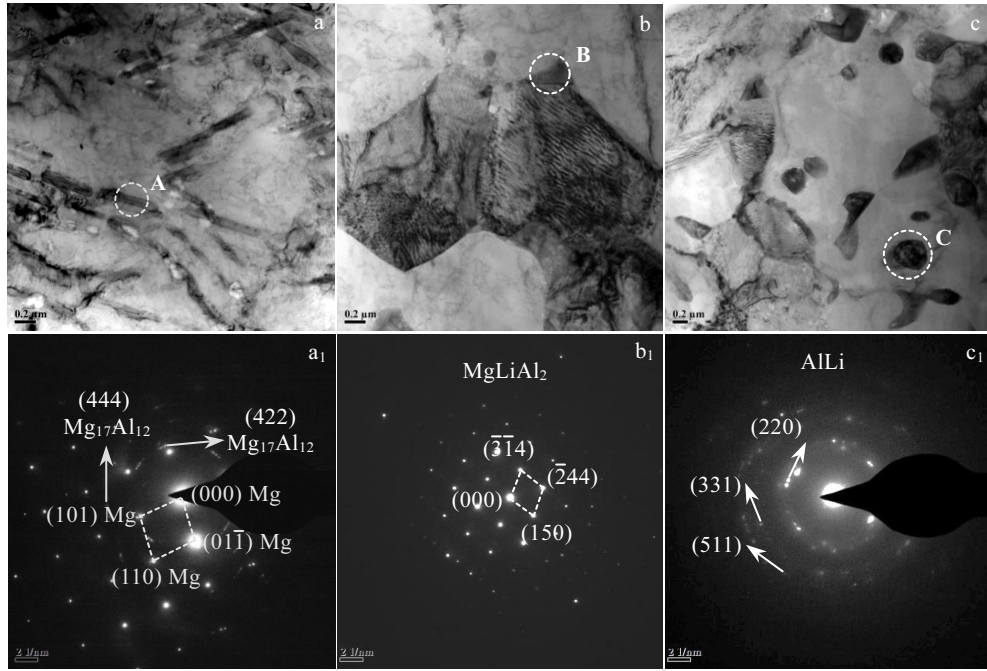


图 2 Mg-9.5Li-2.56Al-2.58Zn 合金 TEM 分析

Fig.2 TEM analysis of Mg-9.5Li-2.56Al-2.58Zn alloy: (a~c) bright field images; (a₁~c₁) SAED patterns of area A, B, C marked in Fig.2a~2c

2.2 真应力-应变曲线

图 3 为 Mg-9.5Li-2.56Al-2.58Zn 合金室温压缩时的真应力-应变曲线。图 3a 为挤压态合金的室温压缩所得到的真应力-应变曲线。从图中可以看出,当真应变小于 0.02 时, 4 条曲线表现出弹性变形的特性, 应力-应变成线性关系; 当真应变大于 0.02 小于 0.24 时, 所有曲线表现出应变硬化特征。随着应力的不断增加, 合金在变形的过程中缺少充足的时间来进行动态回复, 因此应变强化处于主导地位。当真应变在 0.24~1.12 之间时, 0.0001 s⁻¹ 曲线、0.001 s⁻¹ 曲线和 0.01 s⁻¹ 曲线呈现出较为平稳的趋势, 这可能是由于在变形过程中, 动态回复与加工硬化所带来的应力基本保持平衡所导致, 而 0.1 s⁻¹ 曲线在应变量为 0.36 之后出现下滑趋势, 可能是由于压缩速率较快, 合金内部温度升高较快, 动态回复效应大于加工硬化效应, 因此出现下滑现象。在压缩过程中, 应变速率对应力的影响有所不同, 在弹性变形阶段, 应变速率对应力的影响没有明显区别, 4 条曲线都呈现弹性线性变化趋势且真应力-应变曲线基本相近; 进入加工硬化阶段, 应变速率对应力的影响表现出不同, 虽然应力都在随着应变量的增加而增加, 但应变速率越大, 应力上升的趋势越明显, 应力值越高, 在应变量为 0.24 左右时, 应变速率为 0.1 s⁻¹ 的应力值最大。

对固溶处理的试样进行室温压缩所得到的真应力-

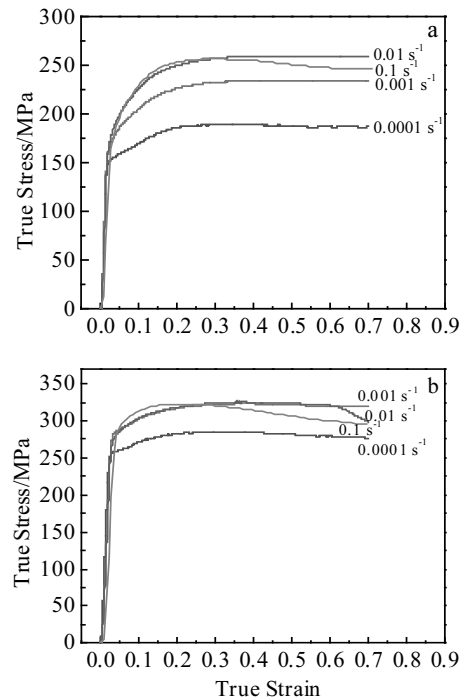


图 3 Mg-9.5Li-2.56Al-2.58Zn 合金室温压缩真应力-应变曲线
Fig.3 True stress-strain curves of Mg-9.5Li-2.56Al-2.58Zn alloy during room temperature compression: (a) as-extrusion state and (b) solid solution state

应变曲线如图 3b 所示。真应变在 0.02~0.04 之间时, 4 条曲线也呈现弹性变形的特点; 当真应变处于 0.03~0.25 时, 所有曲线均表现出应变硬化特征, 其原因与挤压态应变硬化特征原因相同, 是由于加工硬化的效应大于动态回复效应。当真应变在 0.25~1.14 之间时, 每条曲线的变化不尽相同, 0.0001 s⁻¹ 曲线比较平稳。0.01 s⁻¹ 曲线在应变量为 0.62 左右时出现了突然下降的趋势, 这是由于合金在压缩过程出现断裂所致。而 0.1 s⁻¹ 曲线在应变量为 0.28 之后出现下滑趋势, 可能是由于压缩速率较快, 合金内部温度升高也较快, 动态回复效应大于加工硬化效应, 因此出现下滑现象。

图 3a 与图 3b 相比较, 很容易发现, 同一应变速率下, 经过固溶处理后压缩时的曲线开始屈服时的应力值与峰值应力都大于未经固溶处理的曲线开始屈服的应力值与峰值应力, 并且图 3b 中 0.001 s⁻¹ 曲线、0.01 s⁻¹ 曲线和 0.1 s⁻¹ 曲线相对于图 3a 中对应的曲线而言, 都出现了陡然下降的趋势。对于二者之间所呈现的不同点, 究其原因, 皆是由于合金经过固溶处理后产生固溶强化效果, 合金本身的强度得到提升, 而合金的塑性有所下降, 因此会出现应力值增大和在相同速率与变形量下合金被压裂的现象。

2.3 本构关系

本构关系的研究对金属材料塑性成形工艺参数的制定和优化等具有重要的指导意义。构建本构关系的本构模型又有唯象本构关系模型、有一定物理基础的本构关系模型和神经网络模型等^[20]。其中唯象本构关系模型应用得更为广泛一些, 而在唯象本构关系模型中 Arrhenius 模型被使用得最多, 用来描述流变应力和应变速率与温度之间的关系^[21]。本实验构建本构关系时也采用 Arrhenius 模型。基于 Arrhenius 型方程用来构建流动应力模型的表达式一共有下列 3 种^[22]:

在低应力水平下 ($\sigma\dot{\epsilon} < 0.8$), 用幂函数关系描述 σ

(真应力) 与 $\dot{\epsilon}$ (应变速率) 间的关系:

$$\dot{\epsilon} = A_1 \sigma^{n_1} \tag{1}$$

式中, A_1, n_1 皆是与温度不相关的材料常数。

在高应力水平下 ($\sigma\dot{\epsilon} > 1.2$), 用指数关系描述 σ (真应力) 与 $\dot{\epsilon}$ (应变速率) 间的关系:

$$\dot{\epsilon} = A_2 \exp(\beta\sigma) \tag{2}$$

式中, A_2, β 亦都是与温度不相关的材料常数。

对任意应力水平都适用:

$$\dot{\epsilon} = A[\sinh(\alpha\sigma)]^n \exp\left(\frac{-Q}{RT}\right) \tag{3}$$

式中, A, α, n 都是与材料有关的常数, 与温度无关; Q 为变形激活能, R 为摩尔气体常数: $R=8.314 \text{ J}/(\text{mol}\cdot\text{K})$; T 为热力学温度 (K), σ 为应力, 可取峰值应力或者稳态流变应力, 亦或指定某一应变量时对应的应力值。而 α, β, n 3 个常数间的关系可用关系式 $\alpha=\beta/n_1$ 来描述。

分别对式 (1)、(2)、(3) 两边同时取对数得:

$$\ln \dot{\epsilon} = \ln A_1 + n_1 \ln \sigma \tag{4}$$

$$\ln \dot{\epsilon} = \ln A_2 + \beta\sigma \tag{5}$$

$$\ln \dot{\epsilon} = n \ln[\sinh(\alpha\sigma)] + \ln A - Q/RT \tag{6}$$

很明显, n_1, β, n 分别为式 (4)、(5)、(6) 的斜率。取不同应变速率下的峰值应力进行线性回归拟合, 就能够得到各参数的值^[23]。

选用峰值应力为计算依据。 $\ln \dot{\epsilon}$ 与 $\ln \sigma$ 的线性关系如图 4a 所示, 其直线的斜率值即为 n_1 的值, $n_1=18.393 16$; $\ln \dot{\epsilon}$ 与 σ 的线性关系如图 4b 所示, 其直线的斜率值即为 β 的值, $\beta=0.008 354$ 。将求得的 β, n_1 的值代入 $\alpha=\beta/n_1$, 计算出 $\alpha=0.004 542$ 。将 α 值代入式 (6) 中, 可绘制出图 4c 的 $\ln \dot{\epsilon}-\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ 线性关系曲线, 其直线的斜率值即为 n 的值, $n=13.993 47$ 。

由式 (6) 可知, $\ln A-(Q/RT)$ 为公式的常数项, 而 $\ln \dot{\epsilon}$ 与 $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ 的线性关系如图 4c 所示, 其直线的截距即为 $\ln A-(Q/RT)$ 的值, 其值为: $-9.163 17$ 。

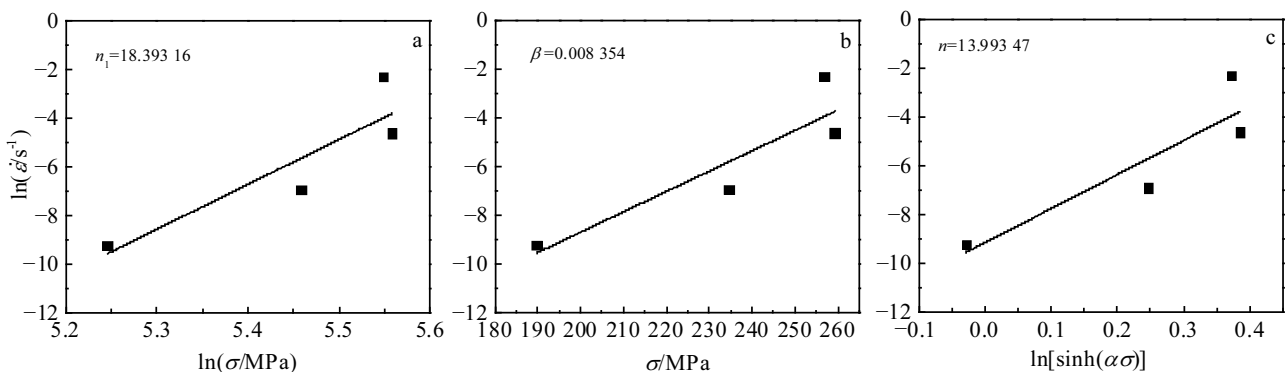


图 4 $\ln \dot{\epsilon}-\ln \sigma, \ln \dot{\epsilon}-\sigma$ 和 $\ln \dot{\epsilon}-\ln[\sinh(\alpha \sigma)]$ 关系曲线

Fig.4 Relational curves: (a) $\ln \dot{\epsilon}-\ln \sigma$, (b) $\ln \dot{\epsilon}-\sigma$, and (c) $\ln \dot{\epsilon}-\ln[\sinh(\alpha \sigma)]$

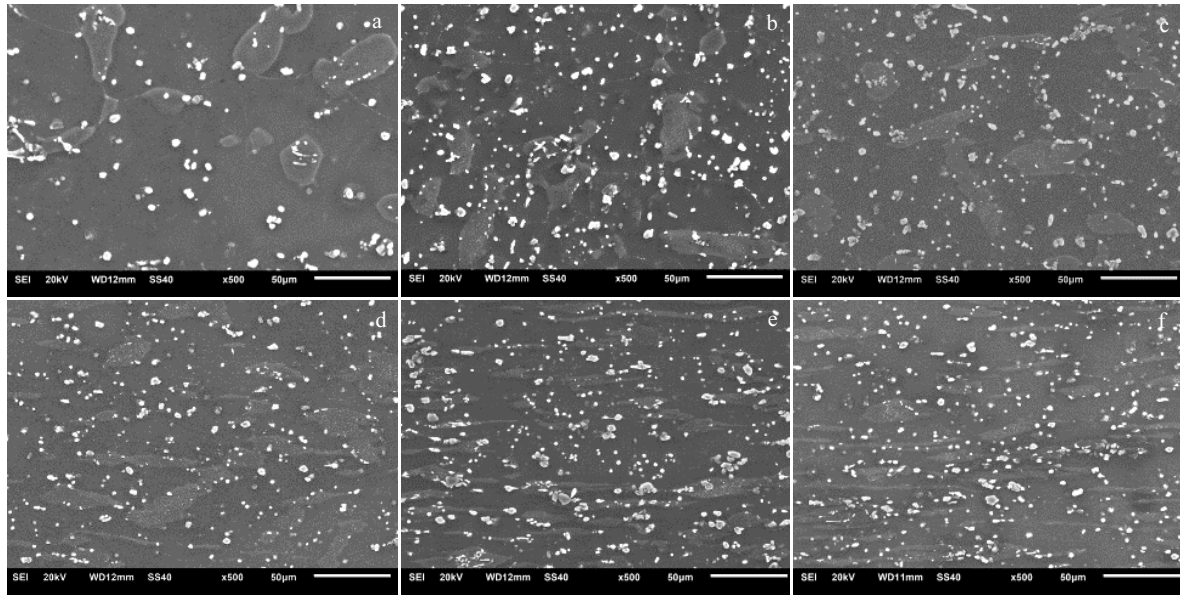


图5 固溶态 Mg-9.5Li-2.56Al-2.58Zn 合金以 0.001 s^{-1} 应变速率压缩后的微观组织

Fig.5 Microstructures of solid solution state Mg-9.5Li-2.56Al-2.58Zn alloy after compression at the strain rate of 0.001 s^{-1} with different deformation: (a) 0%, (b) 13%, (c) 26%, (d) 39%, (e) 52%, and (f) 65%

将已求出所有未知参数, 包括 $\alpha=0.004542$, $n=13.99347$, $\ln A-(Q/RT)=-9.16317$, 代入式(6)中可得:

$$\ln \dot{\epsilon} = 13.993 \ln[\sinh(0.0045\sigma)] - 9.163 \quad (7)$$

通过数学变换后, 应力-应变本构方程为:

$$\dot{\epsilon} = e^{-9.163} [\sinh(0.0045\sigma)]^{13.993} \quad (8)$$

按照上述构建挤压态应力-应变曲线本构关系的步骤, 构建的固溶态应力-应变曲线本构关系如式(9)、(10)所示。

$$\ln \dot{\epsilon} = 27.633 \ln[\sinh(0.00328\sigma)] - 11.322 \quad (9)$$

$$\dot{\epsilon} = e^{-11.322} [\sinh(0.00328\sigma)]^{27.633} \quad (10)$$

2.4 室温压缩微观组织

图5是以 0.001 s^{-1} 应变速率压缩 13%、26%、39%、52%、65%后的固溶态 Mg-9.5Li-2.56Al-2.58Zn 合金微观组织。由图5可以看出, 随着变形量的增大, α 相发生了明显变化。变形量达到 13%时, α 相从比较圆滑规整变为极不规则; 随着变形量的增大, 这种变化愈加明显, 达到 39%时, 开始出现了被压扁、拉长的趋势; 变形量从 39%到 65%时, α 相被进一步压扁、拉长。而 β 相也因压缩而被压扁、拉长, 并且其晶界随着变形程度的增加而逐渐模糊。另一方面, 随着变形量的增加, 合金中 AlLi 相增多。文献[24]指出, 铸态 Mg-11.35Li-1.4Al 合金自然时效时会发生反应: $\beta\text{-Li} \rightarrow \beta\text{-Li} + \alpha\text{-Mg} + \text{MgLiAl}_2$, 在 $200 \text{ }^\circ\text{C}$ 人工时效时会发生反应: $\beta\text{-Li} \rightarrow \beta\text{-Li} + \alpha\text{-Mg} + \text{MgLiAl}_2 + \text{AlLi}$ 。Kim 等[25]认为 MgLiAl_2 为亚稳相, 在 $100 \text{ }^\circ\text{C}$ 人工时效时会发生分解反应: $\text{MgLiAl}_2 \rightarrow \alpha\text{-Mg} +$

AlLi。压缩过程中出现的 AlLi 相增多也可能是由于压缩促进了 $\beta\text{-Li}$ 固溶体分解, 形成 AlLi 和 MgLiAl_2 , 以及 MgLiAl_2 相分解所致, 有待进一步研究。

3 结论

1) 挤压态 Mg-9.5Li-2.56Al-2.58Zn 合金的组织包含了 $\alpha\text{-Mg}$ 相与 $\beta\text{-Li}$ 相以及 $\text{Al}_{12}\text{Mg}_{17}$ 、 MgLiAl_2 和 AlLi 3种析出相。

2) 固溶处理后合金组织中的析出相的数量明显减少, 合金的抗压强度得到明显提升, 但塑性下降。

3) 基于 Arrhenius 型方程及应力-应变关系曲线, 采用峰值应力, 利用线性回归方法获得了合金的室温变形本构方程:

$$\text{挤压态: } \dot{\epsilon} = e^{-9.163} [\sinh(0.0045\sigma)]^{13.993}$$

$$\text{固溶态: } \dot{\epsilon} = e^{-11.322} [\sinh(0.00328\sigma)]^{27.633}$$

4) 固溶处理后, 合金随着压缩变形程度的增加, 真应力-应变曲线出现显著差异, 并且固溶到组织中的相会重新析出, 其原因可归结于固溶处理的强化效应和压缩过程中合金内部组织变化的影响。

参考文献 References

- [1] Fei P, Qu Z, Wu R. *Materials Science and Engineering A*[J], 2015, 625: 169
- [2] Qu Z K, Liu X H, Wu R Z *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2010, 527(13-14): 3284

- [3] Zhang Peiwu(张佩武), Xia Wei(夏伟), Liu Ying(刘英) *et al.* *Materials Reports(材料导报)*[J], 2005(7): 82
- [4] Liu X H, Zhan H B, Gu S H *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2011, 528(19): 6157
- [5] Li J Q, Qu Z K, Wu R Z *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2010, 527(10): 2780
- [6] Zhu T L, Sun J F, Cui C L *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2014, 600: 1
- [7] Liu B, Zhang M L, Wu R Z. *Materials Science and Engineering A*[J], 2008, 487(1): 347
- [8] Wu R Z, Zhang M L. *Materials Science and Engineering A*[J], 2009, 520(1): 36
- [9] Karami M, Mahmudi R. *Materials Science and Engineering A*[J], 2014, 607: 512
- [10] Wu L B, Cui C L, Wu R Z *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2011, 528(4): 2174
- [11] Cao F R, Xia F, Hou H L *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2015, 637: 89
- [12] Xu T C, Peng X D, Qin J *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2015, 639: 79
- [13] Xu D K, Li C Q, Wang B J *et al.* *Materials and Design*[J], 2015, 88: 88
- [14] Qu Z k, Wu R Z, Zhan H B *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2012, 536: 145
- [15] Dong H W, Wang L D, Wu Y M *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2010, 506(1): 468
- [16] Meng X R, Wu R Z, Zhang M L *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2009, 486(1): 722
- [17] Kumar V, Shekhar R, Balasubramaniam R *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2012, 547: 38
- [18] Gang L, Xie W, Hadadzadeh A *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2018, 766(1): 460
- [19] Cao F R, Xue G Q, Xu G M. *Materials Science and Engineering A*[J], 2017, 704: 360
- [20] Lin Y C, Chen X M. *Materials and Design*[J], 2011, 32(4): 1733
- [21] Ren Shujie(任书杰), Luo Fei(罗飞), Tian Ye(田野) *et al.* *Journal of Materials Engineering(材料工程)*[J], 2019, 47(6): 144
- [22] Dong Xiqiang(董玺强), Mao Liping(毛萍莉), Zhou Zijian(周子荐) *et al.* *Hot Working Technology(热加工工艺)*[J], 2019(8): 63
- [23] Quan G Z, Shi Y, Wang Y X *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2011, 528(28): 8051
- [24] Alamo A, Banchik A D. *Journal of Materials Science*[J], 1980, 15(1): 222
- [25] Kim Y W, Kim D H, Lee H I *et al.* *Scripta Materialia*[J], 1998, 38(6): 923

Microstructure and Room Temperature Deformation Behavior of Mg-9.5Li-2.56Al-2.58Zn Alloy

Zhang Jinlong, Lu Enhao, Zhu Jun, Zhang Ying, Jiang Hang, Yin Chen, Zhang Qiming
(School of Materials Engineering, Xi'an Aeronautical University, Xi'an 710077, China)

Abstract: The microstructure and phase composition of Mg-9.5Li-2.56Al-2.58Zn alloy were studied. At the same time, the UTM5305 electronic universal testing machine was used to carry out the room temperature compression experiments with different strain rates and different deformations, to obtain the true stress-strain curve, and to construct the room temperature deformation constitutive equation of the alloy. The microstructure and compression properties of the alloy before and after compression were studied. The results show that Mg-9.5Li-2.56Al-2.58Zn alloy consists of five phases: α -Mg, β -Li, $Al_{12}Mg_{17}$, AlLi and $MgLiAl_2$. β -Li is the matrix phase, α -Mg phase is strip or block, fibrous $Al_{12}Mg_{17}$ phase is in the interior of α -Mg phase, granular $MgLiAl_2$ phase is distributed on the grain boundary, and intragranular AlLi phase is granular. After solution treatment, the number of precipitates in the alloy structure decreases obviously, and the strength of the alloy increases. According to the true stress-strain curve of Mg-9.5Li-2.56Al-2.58Zn alloy, the effect of strain rate on the flow stress was analyzed. There are peak stress and softening phenomenon after peak value in the compression of extruded and solid solution alloy at room temperature, which is conducive to room temperature forming. The constitutive equation constants n and $\ln A-(Q/RT)$ in different states were obtained by linear regression, and the constitutive equation based on Arrhenius model was constructed. With the increase of compression deformation, the microstructure of the alloy is gradually flattened and elongated, and the AlLi phase increases.

Key words: Mg-Li alloy; microstructure; room temperature deformation behavior; constitutive equation

Corresponding author: Zhang Jinlong, Ph. D., Professor, School of Materials Engineering, Xi'an Aeronautical University, Xi'an 710077, P. R. China, E-mail: zjl24931@163.com