文章编号: 1004-0609(2012)09-2415-09

等通道转角挤压双相 Mg-10.73Li-4.49Al-0.52Y 合金的 组织与力学性能

孔 晶^{1,2}, 刘 秦^{1,2}, 康志新^{1,2}

(1. 华南理工大学 机械与汽车工程学院,广州 510640;2. 华南理工大学 国家金属材料近净成形工程技术研究中心,广州 510640)

摘 要:采用等通道转角挤压(ECAP)工艺在 573 K 温度下以 Bc 路径对双相合金 Mg-10.73Li-4.49Al-0.52Y 进行 1~6 道次挤压变形,对变形合金进行显微组织观察、扫描电镜分析、X 射线衍射测试和应变速率为 1.5×10⁻³ s⁻¹ 的室温拉伸实验。结果表明:该合金由(*α*+*β*)相组成,变形后晶粒沿着与挤压方向成 30°~45°角且呈拉长的流线状,随挤压道次的增加,晶粒不断细化,其析出相 Al₂Y 颗粒也随道次的增加沿晶粒拉长的方向均匀化和细化。合金 原始铸态无织构,1 道次变形后 *β* 相的主滑移面 {110} 晶面织构强度最高,变形 3 道次和 6 道次后该晶面织构强度 相对 1 道次的下降,织构向周围移动。变形到 3 道次,室温下抗拉强度从铸态的 137.5 MPa 提高到最大值 166.4 MPa; 4 道次后,强度有一定程度下降。断口分析表明,经 6 道次变形后断口呈典型的延性断裂特征,存在更多的韧窝,并获得较大的室温伸长率(83%)。

关键词: 镁锂合金; 等通道转角挤压; 显微组织; 力学性能; 织构 **中图分类号**: TG146.22; TG376.2 **文献标志码**: A

Microstructure and mechanical properties of two-phase Mg-10.73Li-4.49Al-0.52Y alloy processed by ECAP

KONG Jing^{1, 2}, LIU Qin^{1, 2}, KANG Zhi-xin^{1, 2}

(1. School of Mechanical and Automotive Engineering, South China University of Technology,

Guangzhou 510640, China;

2. National Engineering Research Center of Near-Net-Shape Forming for Metallic Materials,

South China University of Technology, Guangzhou 510640, China)

Abstract: The microstructure evolution and mechanical properties of Mg-10.73Li-4.49Al-0.52Y two-phase magnesium alloy processed by equal channel angular pressing (ECAP) from 1 pass to 6 passes at 573 K using route Bc were analyzed by OM, SEM and XRD, and the mechanical properties were tested at room temperature with strain rate of 1.5×10^{-3} s⁻¹. The results indicate that the magnesium alloy grains consist of α phase and β phase which are elongated to be streamline at an angle of 30°–45° to the extrusion direction after ECAP, and the initial large and disperse phases of Al₂Y are refined and homogenized as the extrusion pass increases. After 1 pass, non-oriented texture of the as-cast alloy exhibits the strongest texture on the main crystal {110} of β phase; after 3 and 6 passes, the texture intensity declines compared with that of 1 pass deformation, and their texture moves to periphery. After 3 passes, the tensile strength increases to the maximum of 166.4 MPa from 137.5 MPa of the as-cast at room temperature. After 4 passes, the tensile strength decreases a little. The fracture surfaces show that the fracture mode of the 6-pass ECAPed alloy shows typical ductile fracture and more dimples, and its elongation is up to 83%.

Key words: Mg-Li alloy; equal channel angular pressing (ECAP); microstructure; mechanical property; texture

基金项目: 广州市科技支撑计划项目(2009Z2-D811)

收稿日期: 2011-10-28; 修订日期: 2012-05-31

通信作者: 康志新, 教授, 博士; 电话: 020-87113851; E-mail: zxkang@scut.edu.cn

镁锂(Mg-Li)合金的密度仅为 1.3~1.6 g/cm^{3[1]},作 为最轻的金属结构材料,镁锂合金可以降低宇宙射线 对电子仪器设备的干扰,能满足航空、航天对轻质材 料的需求,因此,在通讯电子工业、军工和航空航天 交通运输领域中将得到日益广泛的应用^[2-3]。

然而,镁锂合金强度不高的缺点而限制了其应用, 目前研究者较多采用加入合金元素来提高其综合性 能^[4-5],而等通道转角挤压(Equal channel angular pressing, ECAP)技术作为通过剧塑性变形而获得大尺 寸亚微米乃至纳米级块体材料的有效方法之一,已成 为强化金属材料的有效手段^[6-8]。

刘腾等^[9-10]研究了 ECAP 双相合金 Mg-8%Li-1Al (质量分数)在挤压过程中的变形方式和挤压后的室温 拉伸性能,FURUI等^[11]分析了 ECAP 工艺对 Mg-8%Li 双相合金变形后超塑性的影响。目前国内外对于采用 ECAP 工艺加工双相 Mg-Li 合金的研究甚少,对双相 镁锂合金在 ECAP 变形过程中的塑性变形机理尚待进 一步的研究。AGNEW 等^[12]的研究结果表明,在ECAP 过程中,不同镁合金呈现不同的织构演化,反映出不 同镁合金具有不同的变形机理。在研究镁合金的织构 演化差异时,常常是根据其非基平面辅助滑移模式的 相对活动性来判断, $(\alpha + \beta)$ 相 Mg-Li 合金由于其双相的 特点在热变形过程中呈现不同的织构演化。本文作者 采用 ECAP 工艺对设计开发的 Mg-10.73Li-4.49Al-0.52Y 双相镁锂合金挤压 1~6 道次,通过对不同挤压 道次的组织和织构演变的观察与室温力学性能的测 试,以 XRD 和 SEM 为分析手段,考察 ECAP 加工对 合金组织、织构和力学性能的影响,探讨其塑性变形 机理。

1 实验

所用材料为本课题组自行设计的铸态 Mg-10.73Li-4.49Al-0.52Y镁合金,采用熔炼方法浇注 成铸锭,并对其进行均匀化处理。合金的化学成分见 表1。

将铸锭加工成长度为 120 mm、横截面为 22 mm ×22 mm 的试样进行 ECAP 挤压,所用模具挤压原理 示意如图 1^[13]。其中, ϕ =90°、 φ =45°。挤压道次为 1~6 道次,挤压温度为 573 K,挤压速度为 2 mm/s, 挤压路径为 Bc,即两道次间将试样顺时针旋转 90°,

表1 Mg-10.73Li-4.49Al-0.52Y 合金的化学成分

Table 1Chemical composition of Mg-10.73Li-4.49Al-0.52Yalloy (mass fraction, %)

Li	Al	Y	Zr	Mg	
10.73	4.49	0.52	0.18	Bal.	



图1 等通道转角挤压原理图^[13]

Fig. 1 Schematic diagram of equal channel angular pressing^[13]

试验时采用石墨+机油混合物为润滑剂。

沿挤压方向切取拉伸试样,其标距尺寸为10mm, 宽度为 3.5 mm, 厚度为 2 mm。室温拉伸实验在 SANSCMT 5105 微机控制万能材料试验机上进行,应 变速率为 1.5×10⁻³ s⁻¹。硬度采用 HVS-1000 数显维 氏显微硬度仪测试,加载载荷为 4.9 N,加载时间为 20 s,每个样打 5 个点取平均值,测试面为 TD 面 (Transverse direction plane),如图1所示。采用型号为 DMI 5000的 Leica 金相显微镜对 ECAP 变形前后试样 进行显微组织观察,观察面为 TD 面。观察前先将试 样用金相砂纸打磨,再使用 0.5 µm 的钻石抛光膏抛光 至镜面,用4%的硝酸酒精溶液进行腐蚀。用于 X 射 线衍射物相分析的各道次样品均取自 TD 面,衍射仪 型号为 D8 ADVANCE,采用 Cu Ka辐射,管电压为 40 kV, 扫描速度为 1.416 (°)/s; 采用 PANalytical 公司 生产的 X'pert Pro MRD X 射线衍射分析仪对 Mg-Li 合 金的{110}极图进行测试,使用 X'Pert Texture 软件对 织构进行数据处理与分析。能谱和拉伸试样断口的扫 描电镜(SEM)测试均在 Quanta 200 型电镜上进行,加 速电压为 20 kV。

2 结果与讨论

2.1 ECAP 加工 Mg-10.73Li-4.49Al-0.52Y 合金的显 微组织

原始铸态 Mg-10.73Li-4.49Al-0.52Y 合金的显微组 织是由以 Mg 为基体固溶体的 α 相和以 Li 为基体的固 溶体的 β 相同时存在,其中,α 相是密排六方(HCP) 结构,β 相是体心立方(BCC)结构,如图 2 所示。浅色 部分为α相,深色部分为β相。组织呈等轴状,但其 晶粒较粗大,且分布不均匀,其晶粒尺寸为 200~600 μm(见图 2)。

如图 2 所示,在晶内和晶界存在大量析出相且分 布不均匀。对该析出相进行扫描电镜(SEM)观察,结 果如图 3 所示。从图 3(a)可以看出,析出相化合物主 要以白色块状存在,原始铸态的析出相颗粒大小分布 在 3~8 µm 之间,6 道次后析出相细化和均匀化,大小 为 2~4 µm(见图 3(c))。

合金的 EDS 元素点分析结果如图 4 和表 2 所示。 由图 4 和表 2 可知,析出相化合物主要由 Mg、Al 和



图 2 原始铸态 Mg-10.73Li-4.49Al-0.52Y 合金的显微组织 Fig. 2 Microstructure of as-cast Mg-10.73Li-4.49Al-0.52Y alloy

Y 元素组成,其中 Al 与 Y 原子的摩尔比约为 2:1,由 于元素间形成化合物的难易程度可以根据电负性差值 的大小进行判断,电负性差值越大,元素间结合力越 大,越容易形成金属间化合物^[14]。Y 与 Al、Mg 和 Li 的电负性差值分别为 0.3、0 和 0.2^[15],因此,可以初 步判断块状化合物为 Al₂Y,Mg 可能是来自基体。结 合图 5 的 XRD 分析结果,可以进一步确定 SEM 像中



图 3 原始铸态和 6 道次变形态 Mg-10.73Li-4.49Al-0.52Y 合金上析出相分布的 SEM 像

Fig. 3 SEM images showing distribution of precipitates on Mg-10.73Li-4.49Al-0.52Y alloy: (a), (b) As-cast; (c), (d) ECAP for 6 passes



图 4 铸态 Mg-10.73Li-4.49Al-0.52Y 合金析出相的 EDS 分 析结果

Fig. 4 EDS analysis results for precipitates in as-cast Mg-10.73Li-4.49Al-0.52Y alloy

表2 Mg-10.73Li-4.49Al-0.52Y 合金的析出相成分

Table 2Composition of precipitates in Mg-10.73Li-4.49Al-0.52Y alloy

Element	w/%	<i>x/%</i>
Mg	0.55	0.79
Al	29.45	37.89
Y	55.48	21.66
С	11.32	32.71
0	3.20	6.95



图 5 铸态 Mg-10.73Li-4.49Al-0.52Y 合金的 XRD 谱



的白色块状析出相为由 Al 和 Y 形成的 Al₂Y 稀土化合物。

图 6 所示为原始铸态与不同挤压道次 ECAP 变形 Mg-10.73Li-4.49Al-0.52Y 合金的显微组织。由图 6(a) 可知, 经1道次 ECAP 变形后,组织被压扁和拉长, 呈挤压流线状,且与挤压方向约成 30°角(挤压方向如 图 6(a)中箭头所示),此时析出相也沿着晶粒拉长方向 分布,但分布仍不均匀。经2道次变形后,出现了部 分动态再结晶晶粒。经4道次变形后,组织仍以拉长 的纤维状特征为主,但在局部地区可发现少量等轴状 晶粒(见图 6(c)中箭头部分),此时合金发生了部分动 态再结晶,这是由于镁合金的层错能较低,其扩展位 错宽度大,不易进行位错的交滑移和攀移,加之镁合 金的晶界扩散速度较大,因此,在一定的挤压力和温 度作用下,由于晶界的扩散作用不断吸收亚晶界上堆 积的位错而形成较大尺寸的大角度亚晶,再通过晶界 迁移、亚晶进一步合并和转动,发生动态再结晶,从 而形成大角度晶粒[16]。从形貌上看,再结晶区域呈长 条带状分布在原始晶界处,这是因为原始晶界处存在 的晶格畸变和第二相都能阻碍位错运动,产生位错塞 积,因此位错密度显著提高,进而形成高位错密度区, 即高储存能区,对再结晶的形核有利。

随着变形道次的增加,合金塑性变形的程度加剧, 从而产生大量的位错和晶界扭曲,这就为动态再结晶 提供了驱动力,析出相颗粒也可成为动态再结晶的晶 核,激活更多的动态再结晶。经6道次变形后,由于 此时动态再结晶进行得较充分,晶粒得到较大程度的 细化,长轴方向平均晶粒尺寸为415.2 µm,短轴方向 平均晶粒尺寸为26.4 µm,同时析出相沿着晶粒拉长 方向细化,分布也更加均匀(见图6(e)),但晶粒依然呈 现长条状特征,此时晶粒拉长与挤压方向约成45°角。

经 ECAP 变形后 Mg-10.73Li-4.49Al-0.52Y 合金 的织构

图 7 所示为原始铸态和经 ECAP 变形 1、3、6 道 次后 β 相的最强峰{110}晶面的织构演变图。由图 7 可知,原始铸态无织构; 1 道次变形后{110}晶面平行 于 TD 面,织构强度最高,最大值为 18.663,变形 3 道次和 6 道次后织构强度相对 1 道次的下降,其最大 值分别为 5.471 和 5.639,织构向周围移动,{110}晶 面织构弱化,结合 XRD 谱(见图 8),晶面衍射射线的 强度反映了该晶面平行表面分布的相对程度,由于 X 射线衍射的测试样品取自 TD 面,所以,衍射射线最 强峰所对应的晶面也是在 TD 面上择优分布最强的晶



图 6 经不同挤压道次 ECAP 变形后 Mg-10.73Li-4.49Al-0.52Y 合金典型的显微组织

Fig. 6 Typical optical microstructures of ECAPed Mg-10.73Li-4.49Al-0.52Y alloys: (a) ECAP for 1 pass; (b) ECAP for 2 passes; (c), (d) ECAP for 4 passes; (e), (f) ECAP for 6 passes

面。由图 8 可知, {110}晶面强度在 1 道次达到最大, 在 3 道次和 6 道次分别有一定程度的下降。由此表明, 在多道次 ECAP 变形初期, 晶粒会发生较大程度的偏 转, 多数晶粒的 {110}晶面转向与 TD 面平行的方向, 随着变形道次的增加, 与 TD 面平行的 {110}晶面的晶 粒数减少, 出现织构软化现象。

2.3 经 ECAP 变形后 Mg-10.73Li-4.49Al-0.52Y 合金 的室温力学性能

随着挤压道次的增加, Mg-10.73Li-4.49Al-0.52Y 合金的抗拉强度呈现先上升后下降的趋势(见图 9(a))。

结合铸态和不同变形道次 Mg-10.73Li-4.49Al-0.52Y 合 金的室温拉伸柱状图(见图 9(b))可知, 经 ECAP 挤压 3 道次后, 合金的抗拉强度从铸态的 137.5 MPa 提高到 最大值 166.4 MPa, 3 道次后有所下降, 但仍高于铸态的抗拉强度,挤压 4 道次后抗拉强度降到 158.5 MPa, 其后随着挤压道次的增加, 抗拉强度略有降低但不 明显。

经1道次变形后合金的抗拉强度和伸长率均有较 大程度的提高,这是由于原始铸态的晶粒尺寸较大, 晶粒大小和析出相均分布不均,致使合金强度和伸长 率相对较低,经 ECAP 变形后,晶粒得到了较大程度



图 7 铸态和经 ECAP 变形后 Mg-10.73Li-4.49Al-0.52Y 合金的{110}晶面极图

Fig. 7 {110} pole figures of as-cast and ECAPed Mg-10.73Li-4.49Al-0.52Y alloys: (a) As-cast; (b) 1 pass; (c) 3 passes; (d) 6 passes



图8 铸态与经1、3和6道次ECAP变形Mg-10.73Li-4.49Al-0.52Y 合金的 XRD 谱



的拉长和转动, 经1 道次变形后的{110}面峰强明显高 于原始铸态的峰强,同时变形时 BCC 对 HCP 的协调 作用,致使晶粒发生有利于滑移方向的转动,致使此 时合金的抗拉强度和伸长率均有较大程度的提高。

在随后的道次中,在较大的剪切应变作用下合金 组织细化,晶粒内部位错增殖,而显著的晶粒细化使 合金晶界增多,晶界的增多和析出相的存在均阻碍了 位错的运动,降低了位错的可动性,提高了变形抗力, 相应地提高了合金的强度,经1~3 道次挤压后合金的 抗拉强度分别为150.0、163.8 和 166.4 MPa,该变化 规律符合 Hall-Petch 关系式。

但经3道次变形后,析出相的细化和均匀化对位 错运动的阻碍大大降低,这在一定程度降低了变形抗 力。此外,主滑移面{110}晶面织构强度有所降低(见 图7和8),此时织构弱化程度大于晶粒细化的作用,





Fig. 9 Stress—strain curves and mechanical properties of ascast and ECAPed Mg-10.73Li-4.49Al-0.52Y alloys: (a) Stress strain curves; (b) Mechanical properties

合金强度有所降低。

原始铸态合金的伸长率为 42%,随着挤压道次的 增加,经 ECAP 6 道次后,伸长率增加到 83%。原因 如下:1)随着挤压道次的增加,晶粒不断细化,晶粒 越细,拉伸时在晶界滑移的作用下裂纹越不容易形成, 同时裂纹扩展需要多次改变方向,将消耗更多的能量, 因此裂纹不易扩展,这就有助于塑性的提高;2)在变 形过程中产生了织构,在室温拉伸过程中,合金中某 些取向的晶粒会随着拉应力的作用不断旋转,直至适 合滑移,因此有利于塑性变形;3)经多道次挤压后, 随着道次的增加,晶粒分布更加均匀,析出相也不断 细化和分布均匀,塑性变形时析出相质点可随着基体 相的变形而移动,不会造成明显的应力集中,因此, 合金可承受较大的变形量而不致破裂,最终使得合金 塑性显著提高。

由图 10 经不同挤压道次 ECAP 变形后 Mg-10.73Li-4.49Al-0.52Y 合金的维氏硬度可知,铸态合金 的硬度为 59.2HV,挤压后,随着应变量的增加,硬度 升高,到 2 道次后达到最大值,为 73.2HV,而经 3、 4 道次挤压后硬度有所下降,4 道次后硬度降至 64.7HV,在随后的道次中,硬度又有所上升,但上升 幅度较小,6 道次后升至 68.6HV,硬度与道次的关系 总体上为先较大幅度上升,然后下降,最后平缓上升, 2 道次时达到峰值。



图 10 铸态和经不同挤压道次 ECAP 变形后 Mg-10.73Li-4.49Al-0.52Y 合金的维氏硬度

Fig. 10 Vickers hardness of as-cast and ECAPed Mg-10.73Li-4.49Al-0.52Y alloys at different passes

根据 Baily-Hirsch 材料硬度关系式: *H*=*H*₀+ *aGbp*^{1/2}。其中:*H*为硬度;*H*₀为位错密度为0时材料 的硬度;*G*为切变模量;*b*为柏氏矢量;*a*为系数;*p* 为位错密度。在 ECAP 变形初期,由于原始铸态晶粒 尺寸较大,ECAP 变形初期以晶内位错运动为主,合 金内位错密度陡然增加,而合金中的位错缠结、晶界 以及析出相均能阻碍位错运动,位错运动到这些位置 就会被阻止,从而产生位错塞积群,使合金产生加工 硬化^[17],此时合金的硬度将明显上升。陈克华等^[18] 在研究多道次等通道转角挤压 Al-Mg₂Si 合金时也认 为,加工硬化受到动态再结晶与析出相的共同作用。 本研究中,随着 ECAP 道次的增加,应变量不断增大, 位错塞积数目不断增多,在塞积处产生很大的应力集 中,当应力大到足以启动位错时,位错开始运动, 移,这必然导致位错密度增加变慢,此时,合金组织 中由动态再结晶所引起的软化能够消除部分由位错增 多所引起的硬化,从而加工硬化程度下降,经3道次 变形后,当动态再结晶软化作用大于加工硬化程度时, 合金的硬度稍有下降,经2道次变形后发生的硬度波 动是多道次挤压后造成的加工硬化和动态再结晶软化 共同作用造成的。

图 11 所示为经 ECAP 变形后 Mg-10.73Li-4.49Al-0.52Y 合金的室温拉伸断口形貌。合金铸态时 HCP 结 构的 α 相和 BCC 的 β 相都比较粗大,在室温拉伸过程 中,当α相自身无法协调变形时,可借助于自身滑移 系较多的 β 相的协调作用,使变形连续进行。铸态 Mg-10.73Li-4.49Al-0.52Y 合金的室温拉伸断口形貌存 在解理台阶,同时在部分解理面附近存在少量韧窝, 表现出韧、脆性混合型断裂的特征;经 ECAP 变形后, 两相组织明显细化,α相组织自身协调变形能力增强



图 11 铸态和经 ECAP 变形后 Mg-10.73Li-4.49Al-0.52Y 合 金的室温拉伸断口形貌

Fig. 11 Fractured morphologies of as-cast and ECAP Mg-10.73Li-4.49Al-0.52Y alloys at room temperature: (a) As-cast; (b) 6 passes

及β相对α相的变形协调作用,使 ECAP 多道次挤压 变形后的拉伸断口为均匀细小的韧窝,呈延性断裂 特征。

3 结论

1) Mg-10.73Li-4.49Al-0.52Y 合金由(α+β)相组成, 铸态显微组织为晶粒大小为 200~600 μm 且分布不均 的等轴状晶粒,晶界或晶内分布着 3~8 μm 大小不等 的 Al₂Y 析出相颗粒, 经 ECAP 变形后,晶粒呈与挤 压方向成 30°~45°角的流线状,2 道次开始出现动态再 结晶晶粒,6 道次变形后晶粒进一步细化但仍呈现长 条状特征,同时析出相沿晶粒拉长的方向更加均匀和 细小。

2) 合金原始铸态无织构,1 道次变形后β相的主 滑移面{110}晶面织构强度最高,平行于TD面,经3 道次和6道次变形后{110}晶面织构强度相对1道次后 的下降,织构向周围移动。

3)随着挤压道次的增加,合金的室温抗拉强度呈现先上升后下降的趋势,这种强度特征是镁锂合金中存在的BCC结构具有良好的变形协调性、析出相以及细化晶粒和织构软化共同作用的结果。此外,随道次的增加,伸长率不断增大,6 道次后伸长率增加到83%,其拉伸断口呈延性断裂特征。

REFERENCES

- WU L B, CUI C L, WU R Z, LI J Q, ZHAN H B, ZHANG M L. Effects of Ce-rich RE additions and heat treatment on the microstructure and tensile properties of Mg-Li-Al-Zn based alloy
 [J]. Materials Science and Engineering A, 2011, 528(4/5): 2174–2179.
- [2] LI J Q, QU Z K, WU R Z, ZHANG M L, ZHANG J H. Microstructure, mechanical properties and aging behaviors of as-extruded Mg-5Li-3Al-2Zn-1.5Cu alloy [J]. Materials Science and Engineering A, 2011, 528(10/11): 3915–3920.
- [3] CAO F R, DING H, LI Y L, ZHOU G, CUI J Z. Superplasticity, dynamic grain growth and deformation mechanism in ultra-light two-phase magnesium-lithium alloys [J]. Materials Science and Engineering A, 2010, 527(9): 2335–2341.
- [4] LI R H, PAN F S, JIANG B, YIN H M, LIU T T. Effects of yttrium and strontium additions on as-cast microstructure of Mg-14Li-1Al alloys [J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2011, 21(4): 778–783.

- [5] WANG T, WU R Z, ZHANG M L, ZHANG J H, LI J Q. Effects of calcium on the microstructures and tensile properties of Mg-5Li-3Al alloys[J]. Materials Science and Engineering A, 2011, 528(18): 5678–5684.
- [6] 康志新,彭勇辉,赖晓明,李元元,赵海东,张卫文.剧塑性 变形制备超细晶/纳米晶结构金属材料的研究现状和应用展 望[J].中国有色金属学报,2010,20(4):587-598.
 KANG Zhi-xin, PENG Yong-hui, LAI Xiao-ming, LI Yuan-yuan, ZHAO Hai-dong, ZHANG Wei-wen. Research status and application prospect of ultrafine grained and/or nano-crystalline metallic materials processed by severe plastic deformation [J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2010, 20(4): 587-598.
- [7] 严 凯,孙扬善,白 晶,薛 烽.转模等通道转角挤压路径
 对 AZ31 镁合金组织和力学性能的影响[J].金属学报,2010,46(1):27-33.

YAN Kai, SUN Yang-shan, BAI Jing, XUE Feng. Effects of rotary-die ECAP routes on microstructure and mechanical property of AZ31 magnesium alloy [J]. Acta Metallurgica Sinica, 2010, 46(1): 27–33.

- [8] FIGUEIREDO R B, LANGDON T G. Factors influencing superplastic behavior in a magnesium ZK60 alloy processed by equal-channel angular pressing [J]. Materials Science and Engineering A, 2009, 503(1/2): 141–144.
- [9] 刘 腾,张 伟,吴世丁,姜传斌,李守新,徐永波.双相合金 Mg-8Li-1Al 的等通道转角挤压: I.挤压过程中的变形方式[J]. 金属学报, 2003, 39(8): 790-794.
 LIU Teng, ZHANG Wei, WU Shi-ding, JIANG Chuan-bin, LI Shou-xin, XU Yong-bo. Equal channel angular pressing of a two-phase alloy Mg-8Li-1Al: I. Deformation modes during ECAP [J]. Acta Metallurgica Sinica, 2003, 39(8): 790-794.
- [10] 刘 腾,张 伟,吴世丁,姜传斌,李守新,徐永波.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,2003,39(8):795-798.
 LIU Teng, ZHANG Wei, WU Shi-ding, JIANG Chuan-bin, LI Shou-xin, XU Yong-bo. 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.

- [11] FURUI M, KITAMURA H, ANADA H G, LANGDON T. Influence of preliminary extrusion conditions on the superplastic properties of a magnesium alloy processed by ECAP [J]. Acta Materialia, 2007, 55(3): 1083–1091.
- [12] AGNEW S R, MEHROTRA P, LILLO T M, STOICA G M, LIAW P K. Texture evolution of five wrought magnesium alloys during route A equal channel angular extrusion: Experiments and simulations [J]. Acta Materialia, 2005, 53(11): 3135–3146.
- [13] KIM W J, HONG S I, KIM Y S, MIN S H, JEONG H T, LEE J D. Texture development and its effect on mechanical properties of an AZ61 Mg alloy fabricated by equal channel angular pressing [J]. Acta Materialia, 2003, 51(11): 3293–3307.
- [14] 肖纪美. 合金能量学[M]. 上海: 上海科学技术出版社, 1985: 257-261.
 XIAO Ji-mei. Energetics of alloy [M]. Shanghai: Shanghai

Science and Technology Press, 1985: 257-261.

- [15] 黎文献. 镁及镁合金[M]. 长沙: 中南大学出版社, 2005: 2-4.
 LI Wen-xian. Magnesium and magnesium alloys [M]. Changsha: Central South University Press, 2005: 2-4.
- [16] KIM H K, KIM W J. Microstructural instability and strength of an AZ31 Mg alloy after severe plastic deformation [J]. Materials Science and Engineering A, 2004, 385(1/2): 300–308.
- [17] 刘晓艳,潘清林,何运斌,李文斌,梁文杰,尹志民.
 Al-Cu-Mg-Ag 合金热压缩变形的流变应力行为和显微组织[J].
 中国有色金属学报, 2009, 19(2): 201-207.
 LIU Xiao-yan, PAN Qing-lin, HE Yun-bin, LI Wen-bin, LIANG
 Wen-jie, YIN Zhi-min. Flow stress behavior and microstructure of Al-Cu-Mg-Ag alloy during hot compression deformation [J].
 The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2009, 19(2): 201-207.
- [18] 陈克华,梁 伟,王顺旗,薛晋波,王红霞,边丽萍.等通道 转角挤压 Al-Mg₂Si 合金的组织与性能研究[J]. 稀有金属材料 与工程, 2010, 39(2): 352-356. CHEN Ke-hua, LIANG Wei, WANG Shun-qi, XUE Jin-bo, WANG Hong-xia, BIAN Li-ping. Microstructure and properties

WANG Hong-xia, BIAN Li-ping. Microstructure and properties of Al-Mg₂Si alloys after equal channel angular pressing [J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2010, 39(2): 352–356.

(编辑 陈卫萍)