

往复挤压高韧 Mg-Zn-Y 合金

Mg-Zn-Y Alloy with High Elongation Properties
by Reciprocating Extrusion

徐春杰, 郭学锋, 郑水云, 张忠明

(西安理工大学 材料科学与工程学院, 西安 710048)

XU Chun-jie, GUO Xue-feng, ZHENG Shui-yun, ZHANG Zhong-ming

(School of Materials Science and Engineering, Xi'an University of Technology, Xi'an 710048, China)

摘要: 将铸态 $Mg_{92.5}Zn_{6.4}Y_{1.1}$ 镁合金往复挤压 2, 4, 8, 12 不同道次, 然后分别正挤压制成 $\phi 12\text{mm}$ 的棒材。采用 OM, XRD 及 DTA 研究了往复挤压不同道次镁合金的组织 and 力学性能。研究表明, 铸态 $Mg_{92.5}Zn_{6.4}Y_{1.1}$ 镁合金往复挤压后, 组织得到显著细化, 力学性能得到大幅度提高, 获得了高强韧镁合金。2 道次后, 晶粒约 $5\mu\text{m}$, 拉伸强度超过 300MPa, 伸长率高达 20%。继续增加往复挤压道次, 晶粒细化和拉伸性能提高均不明显, 当往复挤压 12 道次时, 拉伸强度明显降低, 而伸长率达到 23%。 $Mg_{92.5}Zn_{6.4}Y_{1.1}$ 镁合金的伸长率大幅度提高归因于在往复挤压过程中, 铸态组织中的缩松、缩孔等缺陷闭合和成分偏析非均匀相的分布均匀化, 以及晶粒的破碎、回复和动态再结晶所引起的晶粒细化及材料的流动, 最终获得完全致密、细小而均匀的等轴晶组织。

关键词: 往复挤压; 镁合金; 高韧性; 组织细化

中图分类号: TG146.2⁺2 文献标识码: A 文章编号: 1001-4381(2007)07-0016-05

Abstract: As-cast $Mg_{92.5}Zn_{6.4}Y_{1.1}$ magnesium alloys were prepared by reciprocating extrusion (RE) and forward extrusion processes. The as-cast alloys were firstly reciprocating extruded for 2, 4, 8 and 12 passes, and then further extruded into $\phi 12\text{mm}$ bar, respectively. Microstructures and mechanical properties were investigated with optical microscope (OM), transmission electronic microscope (TEM), X-ray diffraction (XRD) and differential thermal analysis (DTA). The results show that RE process can prepare sound and solid material. The grain size is approximately $5\mu\text{m}$ and UTS preponderate over 300MPa and elongation attain 20 percent after reciprocating extruded for 2 passes and a forward extrusion. The grain refine and tensile properties are not improving clearly with increasing RE passes, and the tensile properties decrease very clearly with 12 passes, but the elongation properties up to 23 percent. Reason of the further increase of the elongation after several RE passes is due to that the micro-pores, shrinkage-pores and the nonuniform phase of element microsegregation have completely eliminated to yield a fully dense, refined, more equiaxed and uniform microstructure, and grain refinement involve fragmentation, dynamic recovery and dynamic recrystallization, repeated mass flow during reciprocating extrusion and forward extrusion.

Key words: reciprocating extrusion(RE); magnesium alloy; high elongation property; grain refinement

镁及镁合金为密排六方结构, 室温下变形主要通过 $\{0001\} \langle 11\bar{2}0 \rangle$ 滑移系进行, 而在锥面 $\{10\bar{1}2\} \langle 10\bar{1}1 \rangle$ 滑移系只发生适量的压缩孪生变形。 $\alpha\text{-Mg}$ 相只有 3 个几何滑移系和两个独立的滑移系, 不能提供协调任意方式形变所需的 5 个独立滑移系。因此, 通常镁合金韧性差, 塑性变形能力很差, 冷加工困难。镁及镁合金挤压产品普遍存在表面粗糙, 易于出现裂纹, 挤压通路易堵塞等问题。通过传统的塑性加工技术提高力学性能的能力也有限, 并且对镁合金的塑性变形

理论研究不够深入, 缺乏理论指导。镁合金具有较高的堆垛层错能, 易于形核, 在热挤压条件下, 镁合金容易发生动态再结晶 (DRX), 并且镁合金动态再结晶晶粒组织对原始晶粒大小尤为敏感。当原始晶粒尺寸较大时, 新晶粒尺寸也较为粗大, 反之亦然^[1]。并且, Kim I J^[2] 等人证实了在挤压变形过程中, 从 $\alpha\text{-Mg}$ 固溶体中可能析出强化准晶 $\text{f-Mg}_3\text{Zn}_6\text{Y}$ 相。

往复挤压 (Reciprocating Extrusion, 以下简称 RE) 是一种集挤压与锻粗为一体的新型大塑性变形技

术,可有效地细化晶粒,提高材料的综合力学性能^[3-5],然而关于镁合金的往复挤压报道甚少^[4]。本文探讨 Mg-Zn-Y 合金在往复挤压过程中组织的细化和准晶相的析出及往复挤压不同道次对材料韧性的影响规律,以期制备高强韧镁合金。

1 实验方法

实验原材料选用工业用纯镁锭、纯锌锭及 Mg-47% (质量分数,下同) Y 中间合金,按照原子比熔炼配制 Mg_{92.5}Zn_{6.4}Y_{1.1} 镁合金,并浇入(55mm × 140mm 石墨型中制成铸锭,熔化过程采用商用 RJ-2 型溶剂保护。在 350℃ 保温 4h 进行均匀化处理,车削去表皮,然后放入自制可控温往复挤压模具装置中。定义材料通过凹模细径的次数为往复挤压的道次,在 YJ32-315A 型四柱液压机上,模具温度为 350℃,分别往复挤压 2, 4, 8, 12 道次(以下简称 RE-nP),挤压比为 Δ_{RE} = 12.7551(凹模细径尺寸为(14mm)。最后在 300℃ 正挤压制成(12mm 的型材(挤压比为 Δ_E = 17.361),往复挤压原理如图 1 所示。

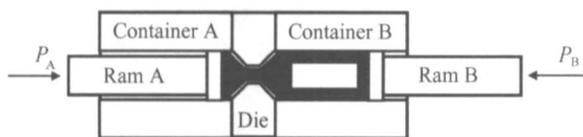


图 1 往复挤压原理图

Fig. 1 Principle diagram of Reciprocating Extrusion (RE)

在 Nikon Epiphot 光学显微镜和 JSM-6700F 型扫描电子显微镜下进行显微组织观察。相组成在 XRD-7000S 型 X 射线衍射仪上进行,其中,辐射源 CuK_α,步进扫描,步长 0.02°,扫描范围 10°~90°。

在 WDW-3100 型微机控制电子万能试验机上进行室温(20℃)拉伸试验,拉伸速度 1mm/min。用 HV-120 型维氏硬度计,载荷为 5kg,加载时间 20s 条件下分别测试三点平均硬度。在 CR Y-2P 型差热分析仪(DTA)中,分别对铸锭、往复挤压型材进行差热分析。

2 结果与分析

2.1 往复挤压 Mg_{92.5}Zn_{6.4}Y_{1.1} 合金的组织特征

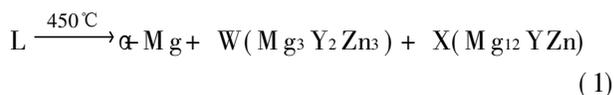
图 2 为 Mg_{92.5}Zn_{6.4}Y_{1.1} 合金往复挤压前后的组织。从图 2a 中可以看出,铸态组织中树枝晶粗大,一次枝晶臂约 150μm,二次枝晶臂最长达到 100μm。枝晶间的共晶化合物相连成网状,见图 2b。图 2c-f 为

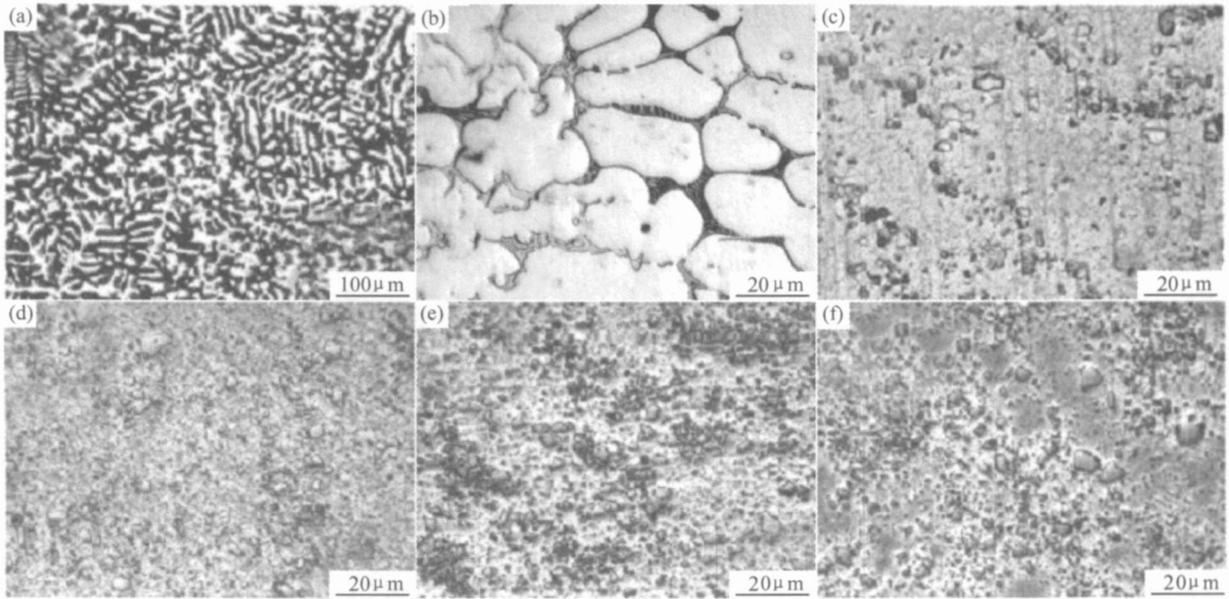
往复挤压不同道次的组织,往复挤压后枝晶结构消失,晶粒得到细化,成为均一的等轴晶。随着往复挤压道次的增加,挤压后所形成的细小颗粒相的数量增多,分布趋于均匀。挤压 2 道次后,颗粒相的数量较少,颗粒大小为 8μm 左右,并且分布有一定的方向性。挤压 4 道次后,颗粒数量明显增多并且颗粒尺寸大多为 2~5μm,分布均匀,较大颗粒相很少。挤压 8 道次后,8μm 左右的较大颗粒尺寸变化不大,但是数量有所增加,且 2~5μm 的颗粒有长大趋势。挤压 12 道次后,两种尺寸颗粒相分布更加均匀。

在 350℃ 往复挤压过程中(约 0.58T_m, T_m ≈ 600℃),在高温高压条件下 Mg_{92.5}Zn_{6.4}Y_{1.1} 合金处于高塑性状态, Mg_{92.5}Zn_{6.4}Y_{1.1} 合金得到等体积反复地挤压和墩粗,受到反复的揉搓,同时进行着加工硬化和动态软化两个矛盾过程。在往复挤压过程中原始粗大的树枝晶被拉长或破碎,部分组织变成纤维组织,在墩粗过程中纤维组织又被压缩破碎或更大幅度的变形,因此,随着往复挤压道次的增加,组织逐渐转变成均匀分布的等轴晶。由图 2b 可知,往复挤压 2 道次后材料原始的粗大树枝晶已经得到充分的破碎细化,少量较大晶粒没有得到充分的破碎而保留下来,并且沿挤压流线分布。由于这些大颗粒在后续往复挤压过程中没有相当数量的大颗粒相互作用,在往复挤压道次增加时只能随着材料的流动而发生位置迁移,不能得到进一步的破碎细化。因此,往复挤压道次增加后, Mg_{92.5}Zn_{6.4}Y_{1.1} 合金挤压组织中的大颗粒相分布逐渐均匀,而尺寸大小并没有显著减小。即往复挤压的初始道次对晶粒的破碎细化作用极为显著,而往复挤压道次的增加只能使组织分布更加均匀,趋于各向同性。

然而,由图 2c-f 对比可知,随着往复挤压道次的增加,组织中小尺寸的颗粒相数量逐渐增加,因此小尺寸的颗粒是在挤压过程中部分大颗粒继续破碎或从基体组织中重新析出的弥散相,并趋于均匀分布。

图 3 为铸锭及往复挤压 4 道次 XRD 分析结果,图 4 为铸锭和往复挤压不同道次的 DTA 分析结果。结合图 3a 和图 4 可知,挤压前铸锭的相组成为 α-Mg + W(Mg₃Y₂Zn₃) + I(Mg₃YZn₆) + MgZn₂, DTA 曲线上有 340, 450, 520℃ 及 580℃ 吸热峰。从 4 个差热峰的温度以及结合相图分析可知, Mg_{92.5}Zn_{6.4}Y_{1.1} 合金的凝固过程为从液相中 580℃ 时首先析出 α-Mg 基体;温度降到 520℃ 左右,因溶质分凝作用生成 W(Mg₃Y₂Zn₃) 相的共晶,发生的相变反应是:



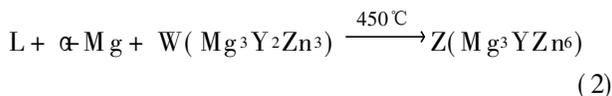
图 2 $Mg_{92.5}Zn_{6.4}Y_{1.1}$ 合金组织

(a), (b) 铸态; (c) 2 道次; (d) 4 道次; (e) 8 道次; (f) 12 道次

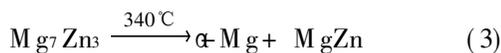
Fig. 1 Microstructure of $Mg_{92.5}Zn_{6.4}Y_{1.1}$ alloys

(a), (b) cast ingot; (c) RE-2P; (d) RE-4P; (e) RE-8P; (f) RE-12P

接着在 $450\text{ }^{\circ}\text{C}$ 左右是残余的液相和 W 相发生包晶反应, 生成了 I 相。发生的相变反应是:



根据 Mg-Zn 二元相图可知 $Mg_{7}Zn_3$ 属于介稳定相, 随后冷却过程中分解为 $\alpha\text{-Mg} + \text{MgZn}$ 。发生的相变反应是:



由于铸锭的凝固过程并非平衡凝固, 偏析作用导致铸锭中存在少量的 MgZn_2 相, 因此, 最终铸锭的相组成为 $\alpha\text{-Mg} + W(\text{Mg}_3\text{Y}_2\text{Zn}_3) + I(\text{Mg}_3\text{YZn}_6) + \text{MgZn}_2$ 。DTA 曲线上的吸热峰由低到高分别是 MgZn 和 $\alpha\text{-Mg}$ 生成 Mg_7Zn_3 相变温度、 $I(\text{Mg}_3\text{YZn}_6)$ 相、 $W(\text{Mg}_3\text{Y}_2\text{Zn}_3)$ 相及基体 $\alpha\text{-Mg}$ 的熔化峰。但是, MgZn 相的含量极少, XRD 分析并未检测到 MgZn 。已有研究表明: $W(\text{Mg}_3\text{Y}_2\text{Zn}_3)$ 相为立方结构^[6,7], $I(\text{Mg}_3\text{YZn}_6)$ 相为二十面体结构, 准周期有序结构(准晶)^[8], $X(\text{Mg}_{12}\text{YZn})$ 相为 18R 调制结构^[9]。

由图 4 可见, 在往复挤压 2 道次、8 道次及 12 道次时, $340\text{ }^{\circ}\text{C}$ 几乎看不到明显的吸热峰, 4 道次也只有一个微小的吸热峰, 这并不能表明在该温度下没有发生 $\alpha\text{-Mg} + \text{MgZn} \rightarrow \text{Mg}_7\text{Zn}_3$ 转变。

往复挤压每一道次真应变可以用 $\varepsilon_{RE} = 2\ln(\Delta_{RE})$ ^[10] 表示, 本研究挤压比 $\Delta_{RE} = 12.7551$, 则每一道

次的 $\varepsilon_{RE-1P} = 5.09$, 这相当于挤压比 $\Delta_{EX} = 131$ 的普通正挤压的真应变。往复挤压 4 道次后, 积累真应变高达 $\varepsilon_{RE-4P} = 20.36$ 。因此, 往复挤压过程中薄带积累了很高的畸变能, 晶粒内部产生了大量的位错和应力集中, 在晶粒内部储存了大量的能量。并且, 镁合金具有较高的堆垛层错能, 易于形核。由热力学可知, 当 $\Delta G < 0$ 时可以析出第二相。这样一方面体积自由能降低, 同时产生畸变能、界面能和缺陷能, 可以表示为:

$$\Delta G = \Delta G_V + \Delta G_S + \Delta G_E - \Delta G_d \quad (4)$$

式中: ΔG 为材料挤压前后自由能差; ΔG_V 为体积自由能差; ΔG_S 和 ΔG_E 分别为每摩尔新增界面能和应变能; ΔG_d 为缺陷能的变化。快速凝固 $\alpha\text{-Mg}$ 有很高的过饱和度, 因此, 挤压后由于脱溶, ΔG_V 较大。往复挤压过程中, 不断积累应变, 产生大量位错, 在位错上形核, 位错弹性应变能可以提供形核所需的能量, 降低形核功, 从而提高了 ΔG_d 。因此, 在 $350\text{ }^{\circ}\text{C}$ 往复挤压过程中, 必将发生 $\alpha\text{-Mg} + \text{MgZn} \rightarrow \text{Mg}_7\text{Zn}_3$ 转变, 挤压后冷却过程中发生 $\text{Mg}_7\text{Zn}_3 \rightarrow \alpha\text{-Mg} + \text{MgZn}$ 转变; 往复挤压过程有利于细小准晶 $I(\text{Mg}_3\text{Zn}_6\text{Y})$ 相的弥散析出, 即 $\alpha\text{-Mg} + W(\text{Mg}_3\text{Y}_2\text{Zn}_3) \rightarrow I(\text{Mg}_3\text{YZn}_6)$ 的转变, 并且由于材料的流动, 往复挤压有利于提高其分布的均匀性。所以, 往复挤压 4 道次后相组成为 $\alpha\text{-Mg} + I(\text{Mg}_3\text{YZn}_6) + \text{MgZn}$ (如图 3b 所示)。

铸锭中的初始 I 相分布在晶界处, 室温下硬而脆, 往复挤压过程中会破碎成大小不一的小颗粒; 在挤压

道次增加的过程中, MgZn 化合物相和部分 I 相会重新弥散析出。因此, 图 2 中颗粒相包括初始的 α -Mg

和 I 相破碎后的颗粒及挤压过程中重新弥散析出的 I 相和 MgZn 相。

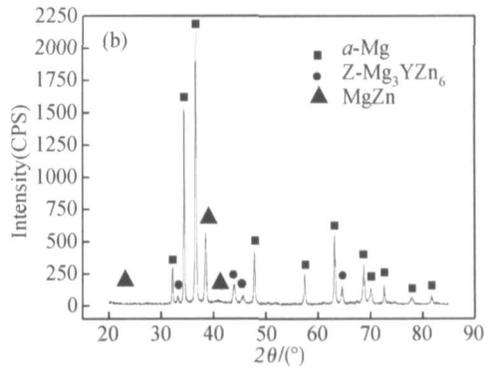
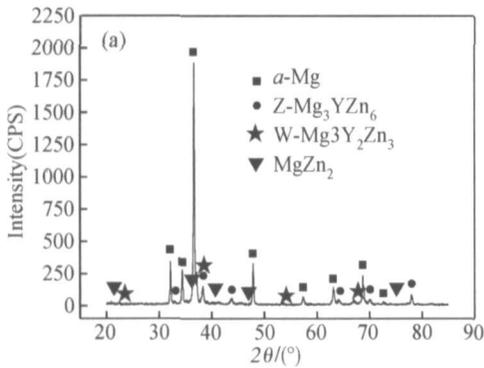


图 3 往复挤压 Mg_{92.5}Zn_{6.4}Y_{1.1}合金 XRD 分析结果(a) 铸态; (b) 4 道次

Fig. 3 XRD spectra of Mg_{92.5}Zn_{6.4}Y_{1.1} alloys (a) cast ingot; (b) RE-4P

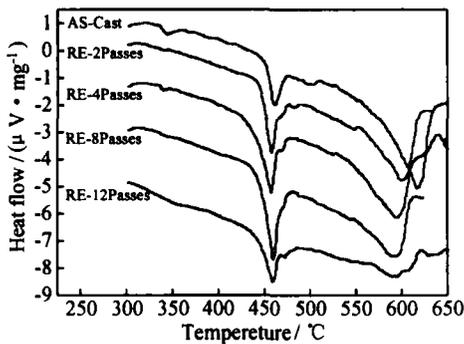


图 4 Mg_{92.5}Zn_{6.4}Y_{1.1} 镁合金 DTA 曲线

Fig. 4 DTA curves of Mg_{92.5}Zn_{6.4}Y_{1.1} magnesium alloys

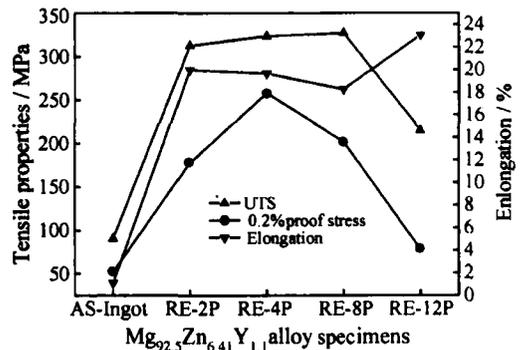


图 5 往复挤压 Mg_{92.5}Zn_{6.4}Y_{1.1}合金的拉伸性能

Fig. 5 The tensile properties of RE Mg_{92.5}Zn_{6.4}Y_{1.1} alloy

2.2 往复挤压 (RE) 对 Mg_{92.5}Zn_{6.4}Y_{1.1} 合金力学性能的影响

往复挤压 Mg_{92.5}Zn_{6.4}Y_{1.1} 合金的拉伸性能如图 5 所示。与铸态相比, Mg_{92.5}Zn_{6.4}Y_{1.1} 合金经往复挤压后, 拉伸强度和屈服强度均得到显著提高, 伸长率也得到大幅度的增加, 并且随着往复挤压道次的增加, 8 道次的拉伸强度 (UTS) 最高, 往复挤压 12 道次 UTS 有所下降, 但伸长率达到了 23.1%。其中, 2 道次后, 与铸态相比较, 抗拉强度、屈服强度以及延伸率的提高幅度分别为 245%, 127% 和 1701%。往复挤压使合金的伸长率大幅度提高, 随挤压道次的增加呈提高趋势。由此可见, 往复挤压工艺可以提高材料的力学性能, 并随挤压道次的增加 UTS 先提高, 8 道次 UTS 达到峰值, 随后随着挤压道次的增加有所下降。

图 6 为往复挤压前后 Mg_{92.5}Zn_{6.4}Y_{1.1} 合金硬度的变化。由图可见, 铸态的硬度最高, 往复挤压 2 道次的硬度最低, 往复挤压态 4 道次的硬度最高。材料并没有因往复挤压过程中反复的挤压和镦粗而产生加工硬化, 反而使铸态材料的硬度降低。随往复挤压道次的

增加, 材料的硬度先略有增加, 4 道次后开始又逐渐下降。

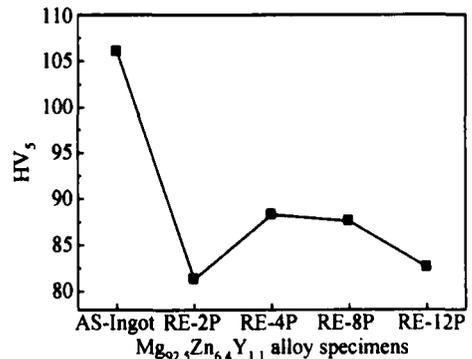


图 6 往复挤压不同道次的硬度变化

Fig. 6 The hardness of RE Mg_{92.5}Zn_{6.4}Y_{1.1} alloy

结合图 5 和图 6 可知, Mg_{92.5}Zn_{6.4}Y_{1.1} 合金往复挤压 4 道次的综合力学性能最佳; 往复挤压 8 道次的拉伸强度最佳; 12 道次的伸长率最佳, 硬度也较低, 即材料的塑性最好, 组织和性能均匀性最好。

3 讨论

3.1 往复挤压 $Mg_{92.5}Zn_{6.4}Y_{1.1}$ 合金晶粒细化机制

叶均蔚等人认为^[11]第二相细化存在弯曲机理、短纤维加载机理、剪切机理,往复挤压过程中的循环塑性流动促使颗粒重新分布。镁合金往复挤压晶粒细化的原因是反复再结晶以及第二相细化后数量增加促进再结晶。但 M. Richet 等人认为^[12,13]往复挤压过程中将形成剪切带,剪切带的交叉、增殖,导致微观组织的破碎,使其逐渐演变成等轴胞和亚晶结构。在 350℃ 挤压可以激活棱柱面 $\{10\bar{1}1\} \langle 11\bar{2}0 \rangle$ 滑移系,开动第二类角锥面滑移系,使 $Mg_{92.5}Zn_{6.4}Y_{1.1}$ 镁合金在往复挤压过程中可以实现等体积塑性形变而不开裂。挤压过程中,破碎、变形所产生的畸变较大或滑移受到阻碍时,滑移面上的位错从局部地区因受阻而塞积,导致变形不均匀及应力分布不均匀,而经过高度变形的金属,由于大量的塑性变形造成金属晶体结构的严重畸变,为再结晶提供了有利的条件,加上挤压热的作用,较易发生动态再结晶。镁及镁合金层错能相对较低(纯镁的层错能只有 $60 \sim 78 \text{mJ/m}^2$),扩展位错很宽,故难以从节点和位错网中解脱出来,也难以通过交滑移和攀移与异号位错相互抵消,动态回复过程进行得很慢,亚组织中位错密度较高,剩余的贮能足以引起再结晶,同时由于晶界的扩散速度较高,在亚晶界上堆积的位错能够被这些晶界吸收,从而加速往复挤压过程中动态再结晶过程。

在再结晶形核长大期间还进行着塑性变形,新形成的再结晶晶粒都处于变形状态,其畸变能由晶粒中心向边缘逐渐减小,当晶粒中心的位错密度积累到足以激发另一轮再结晶时,则新一轮的再结晶便开始,如此反复的进行。新晶粒不断地从正在长大的再结晶晶粒边界处形核长大,虽然只能有限地长大,但是每道次再结晶紧密连贯进行,从而导致晶粒细化。同时, $Mg_{92.5}Zn_{6.4}Y_{1.1}$ 合金中 I 相的热稳定性高,可以有效地阻止再结晶晶粒长大。另外,颗粒的钉扎作用,也阻碍晶粒的长大,也促使晶粒细化。因此,即使往复挤压 12 道次,再结晶晶粒长大情况并不明显,加工硬化能力减小,相反动态再结晶引起材料软化现象加剧,出现动态回复现象。这正说明在往复挤压 2 道次后 $Mg_{92.5}Zn_{6.4}Y_{1.1}$ 镁合金已经进行了比较充分的晶粒破碎和再结晶。图 6 中的硬度变化规律正说明了该规律。

3.2 往复挤压 $Mg_{92.5}Zn_{6.4}Y_{1.1}$ 合金高韧性机理

往复挤压是集等体积挤压与墩粗反复进行的一个热挤压过程,在该过程中铸态组织中的大量缩松、气孔

等缺陷被焊合,缺陷数量减少,组织更加致密,并且热变形时枝晶破碎和加速扩散,在一定程度上改善了铸造组织的偏析;挤压过程中材料的流动,提高了组织的均匀程度,降低了合金的各向异性,因此获得了高强韧的挤压棒材。

往复挤压过程中的晶粒破碎及动态再结晶引起的晶粒细化是往复挤压 $Mg_{92.5}Zn_{6.4}Y_{1.1}$ 合金拉伸强度提高的主要原因。

往复挤压 2 道次后,强度大幅度提高(见图 5),晶粒大量破碎、缺陷闭合、动态再结晶大部分完成。往复挤压 8 道次后,加工硬化作用增强,由于动态再结晶造成位错密度降低及晶粒有长大趋势,细晶引起的强化作用被削弱,因此增加挤压道次,抗拉强度略有增加而屈服强度开始降低;挤压道次继续增加,达到 12 道次时,动态再结晶由部分到完全,晶粒会逐步细化并趋于均匀、等轴化,由变形引起的硬化和由动态再结晶引起的软化过程相互平衡,从而强度有所下降,塑性提高。

此外,在往复挤压过程中,除了导致晶体的宏观变形外,还会使晶体内各晶粒发生转动,使晶粒取向发生变化,随着挤压道次的增加,通过晶粒的转动,会使晶体内各晶粒之间的变形逐渐得到协调,最终使塑性大幅度提高动态再结晶作为一种重要的软化和晶粒细化机制,对控制镁合金变形组织、改善塑性成形能力以及提高材料力学性能具有十分重要的意义。

4 结论

(1) 往复挤压使铸态 $Mg_{92.5}Zn_{6.4}Y_{1.1}$ 合金的晶粒得到细化、均匀分布,综合力学性能得到了显著的提高,尤其是韧性得到大幅度增加。2 道次后,晶粒约 $5\mu\text{m}$,拉伸强度超过 300MPa ,伸长率高达 20%。继续增加挤压道次,晶粒细化和拉伸性能提高均不明显,当往复挤压 12 道次时,拉伸强度明显降低,而伸长率达到 23%。

(2) 往复挤压 $Mg_{92.5}Zn_{6.4}Y_{1.1}$ 镁合金的韧性大幅度提高的原因主要是在往复挤压过程中,铸态组织中的缩松、缩孔等缺陷闭合和成分偏析非均匀相的分布均匀化,以及晶粒的破碎、回复和动态再结晶所引起的晶粒细化及材料的流动,最终获得完全致密、细小而均匀的等轴晶组织。

参考文献

- [1] BARNETT M R. Recrystallization during and following hot

(3) AZ31B 镁合金板材超塑性变形过程中的应变路径变化曲线分成四个阶段: 与载荷增加相对应的阶段; 最大载荷出现后仍保持宏观均匀应变阶段; 应变路径发生漂移的阶段和平面应变阶段。无论在拉压变形方式或是在双向受拉变形方式下超塑性变形时, AZ31B 镁合金板料发生集中性失稳的条件均是 $d\varepsilon = 0$ 。

参考文献

- [1] HILL R. On discontinuous plastic states with special reference to localized necking in thin sheets [J]. *J Mech Phys Solids*, 1952, 1: 19- 30.
- [2] 于彦东, 张凯锋, 蒋大鸣, 等. 轧制镁合金超塑性和超塑胀形[J]. *中国有色金属学报*, 2003, 13(1): 71- 75.
- [3] 宋美娟, 汪凌云, 王智祥, 等. 热轧 AZ31B 镁合金板材超塑性成形性能研究 [J]. *金属成形工艺*, 2004, 22(3): 50- 52.
- [4] 梁炳文, 胡世光. 板料成形塑性理论 [M]. 北京: 机械工业出版社, 1999.
- [5] 梁炳文, 陈孝戴, 王志恒. 板金成形性能 [M]. 北京: 机械工业出版社, 1999.
- [6] TAKUDA H, MORI K, TAKAKURA N, et al. Finite element analysis of limit strains in bi-axial stretching of sheet metals allowing for ductile fracture [J]. *Int J Mech Sci*, 2000, 42: 785- 798.
- [7] GRAF A, HOSFORD W. Effect of strain paths on forming limit diagrams of Al2008-T4 [J]. *Metal Trans A*, 1993, 24A: 2503- 2512.
- [8] GRAF A, HOSFORD W. The influence of strain path on forming limit diagrams of Al6111 T4 [J]. *Int J Mech Sci*, 1994, 36(10): 897- 910.
- [9] GRAF A, HOSFORD W. Calculation of forming limit diagrams [J]. *Metal Trans A*, 1990, 21A: 87- 94.
- [10] MARCINIAK Z, KUCZYNSKI K. Limit strains in the process of stretch-forming sheet metal [J]. *Int J Mech Sci*, 1967, 9: 609- 620.
- [11] MARCINIAK Z, KUCZYNSKI K, POKORA T. Influence of the plastic properties of a material on the forming limit diagram for sheet metal in tension [J]. *Int J of Mech Sci*, 1973, 15: 789- 795.
- [12] 吴诗惇. 考虑空洞演化效应的金属超塑性变形理论 [J]. *吉首大学学报*, 1998, 19(4): 9- 19.
- [1] HILL R. On discontinuous plastic states with special reference to localized necking in thin sheets [J]. *J Mech Phys Solids*, 1952, 1: 19- 30.
- [2] KIM I J, BAED H, KIM D H. Precipitates in a Mg-Zn-Y alloy reinforced by an icosahedral quasicrystalline phase [J]. *Materials Science and Engineering A*, 2003, 359: 313- 318.
- [3] 刘礼, 徐春杰, 张忠明, 等. 往复挤压 L2 纯铝的组织与性能 [J]. *材料热处理学报*, 2006, 27(3): 47- 50.
- [4] SHIH-WEI LEE, HSIAO-YUNWANG, YU-LIANGCHEN, et al. An Mg-Al-Zn alloy with very high specific strength and superior High-strain rate superplasticity processed by reciprocating extrusion [J]. *Advanced Engineering Materials*, 2004, 6(12): 948- 952.
- [5] SHI-YING YUAN, JIEN-WEI YEH, CHUN-HUEI TSAU. Improved microstructure and mechanical properties of 2024 Aluminum alloy produced by a reciprocating extrusion method [J]. *Materials Transactions, JIM*, 1999, 40(3): 233- 241.
- [6] SUZUKI M, KIMURA T, KOIKE J, et al. Strengthening effect of Zn in heat resistant Mg-Y-Zn solid solution alloys [J]. *Scripta Materialia*, 2003, 48: 997- 1002.
- [7] SINGH ALOK, TSAI A P. On the cubic W phase and its relationship to the icosahedral phase in Mg-Zn-Y alloys [J]. *Scripta Materialia*, 2003, 49: 143- 148.
- [8] SINGH ALOK, WATANABE M, KATO A, et al. Formation of icosahedral hexagonal H phase nanocomposites in Mg Zn Y alloys [J]. *Scripta Materialia*, 2004, 51: 955.
- [9] ITOI T, SEIMIYA T, KAWAMURA Y, et al. Long period stacking structures observed in Mg₉₇Zn₁Y₂ alloy [J]. *Scripta Materialia*, 2004, 51: 107- 111.
- [10] SHI-YING YUAN, JIEN-WEI YEH, CHUN-HUEI TSAU. Improved microstructure and mechanical properties of 2024 Aluminum alloy produced by a reciprocating extrusion method. *Materials Transactions [J], JIM*, 1999, 40(3): 233- 241.
- [11] JIEN-WEI YEH, SHI-YING YUAN, CHAO-HUANG PENG. Microstructure and tensile properties of an Al-12Wt Pct Si alloy produced by reciprocating extrusion [J]. *Mater Sci Eng A*, 1999, 30A: 2503- 2512.
- [12] RICHERT M, LIU Q, HANSEN N. Microstructural evolution over a large strain range in aluminium deformed by cyclic extrusion compression [J]. *Mater Sci Eng A*, 1999, 260: 275- 283.
- [13] RICHERT M, MCQUEEN H J, RICHERT J. Microband formation in cyclic extrusion compression of aluminum [J]. *Canadian metallurgical quarterly*, 1998, 37: 449- 457.

基金项目: 重庆市科委自然科学基金资助项目(8413)

收稿日期: 2006-10-27; 修订日期: 2006-12-25

作者简介: 宋美娟(1963-), 女, 博士, 副教授, 研究方向为轻合金材料加工及变形机理、材料成型数值模拟, 联系地址: 重庆科技学院机械系(400050)。

(上接第 20 页)

working of magnesium alloy AZ31 [J]. *Materials Science Forum*, 2003, 419- 422: 503- 508.

- [2] KIM I J, BAED H, KIM D H. Precipitates in a Mg-Zn-Y alloy reinforced by an icosahedral quasicrystalline phase [J]. *Materials Science and Engineering A*, 2003, 359: 313- 318.
- [3] 刘礼, 徐春杰, 张忠明, 等. 往复挤压 L2 纯铝的组织与性能 [J]. *材料热处理学报*, 2006, 27(3): 47- 50.
- [4] SHIH-WEI LEE, HSIAO-YUNWANG, YU-LIANGCHEN, et al. An Mg-Al-Zn alloy with very high specific strength and superior High-strain rate superplasticity processed by reciprocating extrusion [J]. *Advanced Engineering Materials*, 2004, 6(12): 948- 952.
- [5] SHI-YING YUAN, JIEN-WEI YEH, CHUN-HUEI TSAU. Improved microstructure and mechanical properties of 2024 Aluminum alloy produced by a reciprocating extrusion method [J]. *Materials Transactions, JIM*, 1999, 40(3): 233- 241.
- [6] SUZUKI M, KIMURA T, KOIKE J, et al. Strengthening effect of Zn in heat resistant Mg-Y-Zn solid solution alloys [J]. *Scripta Materialia*, 2003, 48: 997- 1002.
- [7] SINGH ALOK, TSAI A P. On the cubic W phase and its relationship to the icosahedral phase in Mg-Zn-Y alloys [J]. *Scripta Materialia*, 2003, 49: 143- 148.
- [8] SINGH ALOK, WATANABE M, KATO A, et al. Formation of icosahedral hexagonal H phase nanocomposites in Mg Zn Y alloys [J]. *Scripta Materialia*, 2004, 51: 955.

[J]. *Scripta Materialia*, 2004, 51: 955.

- [9] ITOI T, SEIMIYA T, KAWAMURA Y, et al. Long period stacking structures observed in Mg₉₇Zn₁Y₂ alloy [J]. *Scripta Materialia*, 2004, 51: 107- 111.
- [10] SHI-YING YUAN, JIEN-WEI YEH, CHUN-HUEI TSAU. Improved microstructure and mechanical properties of 2024 Aluminum alloy produced by a reciprocating extrusion method. *Materials Transactions [J], JIM*, 1999, 40(3): 233- 241.
- [11] JIEN-WEI YEH, SHI-YING YUAN, CHAO-HUANG PENG. Microstructure and tensile properties of an Al-12Wt Pct Si alloy produced by reciprocating extrusion [J]. *Mater Sci Eng A*, 1999, 30A: 2503- 2512.
- [12] RICHERT M, LIU Q, HANSEN N. Microstructural evolution over a large strain range in aluminium deformed by cyclic extrusion compression [J]. *Mater Sci Eng A*, 1999, 260: 275- 283.
- [13] RICHERT M, MCQUEEN H J, RICHERT J. Microband formation in cyclic extrusion compression of aluminum [J]. *Canadian metallurgical quarterly*, 1998, 37: 449- 457.

收稿日期: 2006-10-08; 修订日期: 2007-01-25

作者简介: 徐春杰(1971-), 男, 讲师, 博士研究生, 主要从事高性能轻金属材料的组织与性能控制研究和开发, 联系地址: 西安理工大学材料科学与工程学院(710048)。