

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 *

严 凯¹⁾ 孙扬善^{1,2)} 白 晶^{1,2)} 薛 烽^{1,2)}

1) 东南大学材料科学与工程学院, 南京 211189

2) 江苏省先进金属材料高技术研究重点实验室, 南京 211189

摘 要 利用 3D 转模等通道转角挤压 (3D-RD ECAP) 设备, 对 AZ31 镁合金进行了 A', B'_A, B'_C 与 C' 4 种路径的 ECAP 实验. 对试样的显微组织观察显示, 经 4 种路径挤压后合金显微组织都明显细化, 但不同路径对微观组织和力学性能的影响不同. 经 A' 和 B'_A 路径挤压的试样组织中晶粒尺寸和硬度分布比其它两种路径挤压的试样更均匀, 且显示出更高的塑性. 通过对各种路径挤压过程中试样内部立方单元的变形分析, 揭示了传统的剪切模型理论的不足. 利用有限元方法模拟了试样 ECAP 的形变过程, 证实材料在变形过程中各部位受力差异很大. ECAP 对试样变形的均匀性主要取决于拉/压应力交替作用于试样各个部位的顺序, 而与传统剪切模型中的立方单元变形规律没有直接关系.

关键词 镁合金, 等通道转角挤压, 转模, 挤压路径, 组织均匀性, 晶粒细化

中图法分类号 TG146.2

文献标识码 A

文章编号 0412-1961(2010)01-0027-07

EFFECTS OF ROTARY-DIE ECAP ROUTES ON MICRO-STRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTY OF AZ31 MAGNESIUM ALLOY

YAN Kai¹⁾, SUN Yangshan^{1,2)}, BAI Jing^{1,2)}, XUE Feng^{1,2)}

1) College of Materials Science and Engineering, Southeast University, Nanjing 211189

2) Jiangsu Key Lab of Advanced Metallic Materials, Nanjing 211189

Correspondent: SUN Yangshan, professor, Tel: (025)52090689-20, E-mail: yssun@seu.edu.cn

Supported by National Key Technology R&D Program (No.2006BAE04B07)

Manuscript received 2009-06-30, in revised form 2009-10-16

ABSTRACT Using a 3D rotary-die equal-channel angular pressing (3D-RD ECAP) mold, the commercial wrought magnesium alloy AZ31 has been processed through 4 routes (A', B'_A, B'_C and C') and microstructures as well as mechanical properties of the samples processed were investigated. The results reveal that all the 4 routes can refine microstructures of the alloy, however, the effects on microstructural homogeneity and tensile elongations of the samples are different. The grain sizes of the samples processed through routes A' or B'_A are more uniform and their tensile elongations at ambient temperature are also higher than those through B'_C or C' routes. The distributions of hardness on the central longitudinal planes of samples extruded through different routes are well consistent with the microstructural characters at the corresponding positions. Strain analysis on the cubic elements in the samples reveals the limitation of the traditional shear mode for ECAP. Based on experimental results and finite element method (FEM) simulation, the deformation homogeneity caused by ECAP processing is closely related to the alternative action of tensile and compressive stresses

* 国家科技支撑计划资助项目 2006BAE04B07

收到初稿日期: 2009-06-30, 收到修改稿日期: 2009-10-16

作者简介: 严 凯, 男, 1979 年生, 博士生

DOI: 10.3724/SP.J.1037.2009.00434

at the different positions in the samples and is independent of the deformation regularity of the cubic elements in the shear model proposed in the previous studies.

KEY WORDS magnesium alloy, equal-channel angular pressing, rotary-die, pressing route, structure homogeneity, grain-refinement

等通道转角挤压 (equal channel angular pressing, ECAP) 技术可以通过增加挤压次数而不断积累变形量, 从而达到细化晶粒的效果. ECAP 加工的超细晶材料不但具有比普通变形加工的材料更好的室温力学性能, 而且在高温下的成形性能也非常优异, 这对于金属材料成形技术的发展有重要意义.

作为最轻的结构金属, 镁合金在汽车和消费电子产品领域有广阔的应用前景. 但是六方晶体结构决定了它缺乏良好的塑性, 严重制约了镁合金的应用, 因此提高镁合金塑性变形能力已经成为镁合金研究的热点. ECAP 可以显著地细化组织, 提高镁合金的力学性能. 经 ECAP 加工后的 AZ61^[1], AZ91^[2,3], ZK60^[2,4-6] 等镁合金具有相当高的延伸率, 甚至具有高应变速率超塑性 (high strain rate superplasticity, HSRSP) 或者低温超塑性 (low temperature superplasticity, LTSP). 这说明在提高镁合金塑性的方面, ECAP 具有很大的研究价值和现实意义.

然而迄今为止, 关于 ECAP 的工艺条件对镁合金组织的影响规律仍缺乏完整的认识, 尤其是 ECAP 路径对材料变形的均匀性的影响缺乏合理解释. 本文利用自行设计的 ECAP 模具, 研究了不同的挤压路径 ECAP 对镁合金的组织均匀性的影响规律, 探讨了导致变形过程中组织不均匀的因素.

1 ECAP与RD ECAP原理

ECAP 的原理是将试样放在一个内部有两个相交成一定夹角的通道的模具中, 当外力强迫试样通过转角时, 材料发生剪切变形. 变形后晶粒得到细化, 而材料的形状基本不发生变化. 两个通道的截面一般是相同的, 而通道相交的角度通常在 90°—135° 之间. 近年来, Kim 等^[7] 和 Nishida 等^[8] 设计出可以进行连续挤压的等通道挤压旋转模. 与传统的 ECAP 相比, 这种模具可以大大节省实验时间, 在每道次挤压之间试样的温度可以比较准确地控制, 减少了实验的不确定性.

然而, 在 ECAP 过程中挤压路径对材料均匀性的影响是不可忽视的因素. Nishida 等^[8] 设计的模具只能进行 A 路径和 C 路径的 ECAP, 不能充分地研究 ECAP 对材料力学性能的影响规律. 因此, 本文作者在结合现有挤压模的基础上设计了在 3D 方向都有通道, 可以进行 4 种不同路径挤压的等通道旋转模 (简称为 3D 旋转模, 3D-RD), 其示意图如图 1a 所示. 该模具除出口外的 3 个水平方向的通道和向下的通道内均放置一个固定压杆 P, 以阻止试样向这 4 个方向的运动, 确保试样只能从唯一的

水平出口出来, 这样就构成一个 ECAP 的空间. 当试样放置在上部通道中, 压杆沿着挤压方向向下运动, 至压杆上端和模具平齐时就完成了一次挤压. 本文中的 3D-RD ECAP 也有 4 种基本路径, 为了与传统 ECAP 区别开, 分别称之为 A', B'_A, B'_C 和 C'. 对于所有的 4 种路径, 第

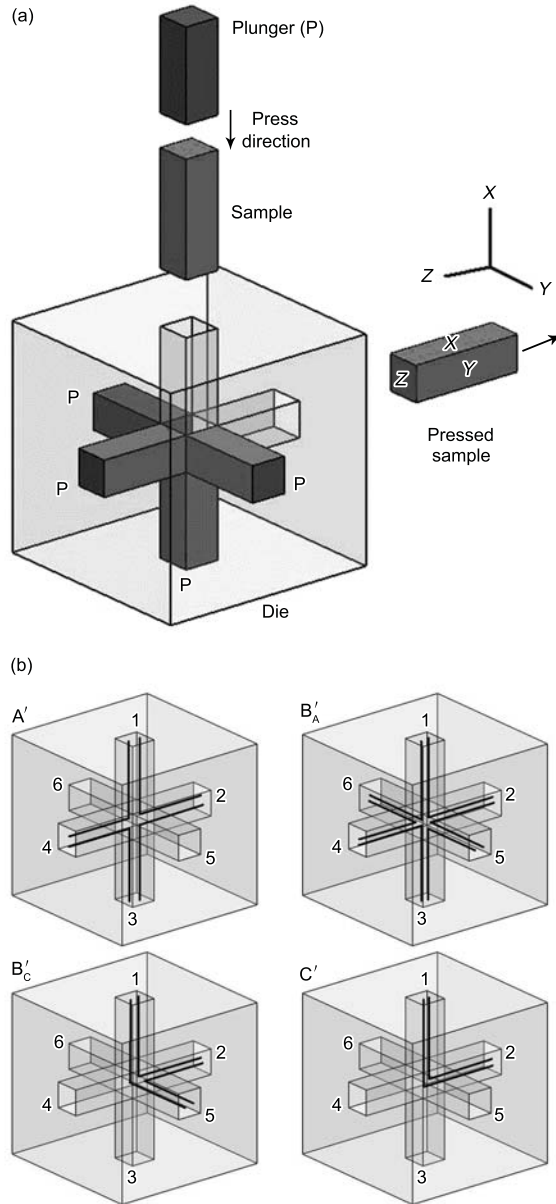


图 1 3D-RD ECAP 模具示意图与 4 种路径挤压试样方式的示意图

Fig.1 Schematic illustrations of the 3D rotary-die mold in equal-channel angular pressing (a) and 4 kinds of routes of processing sample, A'—1→2→3→4→1...; B'_A—1→2→5→3→4→6→1...; B'_C—1→2→5→1...; C'—1→2→1... (b)

1 道次的变形过程是相同的, 从第 2 道次开始每道次挤压都需要在前一次挤压后, 将模具绕 Y 轴垂直旋转 90° , 使试样处于上部通道, 此后, 挤压分成 4 种路径进行。

A' 路径: 在上述模具状态下, 进行挤压;

B'_A 路径: 将模具绕 X 轴方向水平旋转 90° , 然后进行挤压, 在每道次挤压之后, 改变绕 X 轴旋转的方向, 如第一次顺时针旋转, 第二次则逆时针旋转, 以此类推;

B'_C 路径: 操作程序与 B'_A 路径相似, 区别在于, 模具每次沿同一方向绕 X 轴水平旋转 90° (不做顺时针和逆时针交替旋转), 再进行挤压;

C' 路径: 将模具绕 X 轴在水平方向旋转 180° 进行挤压。

图 1b 表示以模具为参照物, 3D-RD ECAP 过程中试样通过模具通道的线路 (用深色线条表示), 模具的 6 个通道分别用数字 1—6 表示, 通过不同的路径可以对试样进行循环的挤压。 A' 路径中, 试样依次通过一个平面内的 4 个通道, 顺序为 $1 \rightarrow 2 \rightarrow 3 \rightarrow 4 \rightarrow 1 \dots$; B'_A 路径是依次通过全部 6 个通道, 顺序为 $1 \rightarrow 2 \rightarrow 5 \rightarrow 3 \rightarrow 4 \rightarrow 6 \rightarrow 1 \dots$; B'_C 路径是依次通过相互垂直的 3 个通道, 顺序为 $1 \rightarrow 2 \rightarrow 5 \rightarrow 1 \dots$; C' 路径是在两个垂直的通道内往复运动, 顺序为 $1 \rightarrow 2 \rightarrow 1 \dots$ 。从中可以发现, 1 道次时 4 种路径是相同的, 2 道次时只有 B'_A 和 B'_C 路径相同, 第 3 道次则各不相同, 因此本文采用 4 种路径对 AZ31 合金分别进行 3 道次 ECAP 的实验, 以研究 ECAP 路径对材料的影响。

2 实验方法

将经过 $200\text{--}250^\circ\text{C}$ 挤压, 挤压比为 $9:1$ 的 AZ31 镁合金加工成 $12\text{ mm} \times 12\text{ mm} \times 60\text{ mm}$ 的方块状。模具的转角和外接弧角分别为 90° 和 0° , 下列公式可以计算 ECAP 过程中的等效应变 ε_N :

$$\varepsilon_N = \frac{N}{\sqrt{3}} \left[2 \cot \left(\frac{\phi}{2} + \frac{\psi}{2} \right) + \psi \operatorname{cosec} \left(\frac{\phi}{2} + \frac{\psi}{2} \right) \right] \quad (1)$$

式中, N 为挤压道次, ϕ 为转角, ψ 为外接弧角。

根据式 (1) 计算可知, 模具单道次挤压的应变量为 1.15。ECAP 实验在 63 t 液压机上进行。挤压之前, 分别在模具的通道内壁和试样的表面涂抹凡士林与石墨粉混合物作为润滑剂。挤压速度控制在 1 mm/s 。等通道挤压是在 200°C 下, 分别通过 A' , B'_A , B'_C 和 C' 4 种路径进行 1 道次和 3 道次挤压。每道次挤压后需调整模具, 时间为 $2\text{--}3\text{ min}$ 。挤压后的合金的金相观察和室温拉伸实验所用的样品取自 ECAP 后试样的中间段, 因为中间段材料变形的比较均匀, 更具有代表性。

3 实验结果与讨论

3.1 ECAP 形变后 AZ31 镁合金的组织 and 力学性能

3.1.1 镁合金组织的演变 在 ECAP 对材料影

响的研究中, 如何保证变形后组织的均匀性是关注的重点之一。以往对 ECAP 工艺的探讨也力求找到使材料尽可能均匀变形的办法。因此, 本文主要讨论 A' , B'_A , B'_C 和 C' 4 种 ECAP 路径对 AZ31 镁合金变形均匀性的影响规律。

AZ31 镁合金在 200°C 以上挤压就会发生动态再结晶, 图 2a 是 AZ31 合金用常规热挤压工艺加工后的金相组织, 挤压比为 $9:1$ 。从图可见, 挤压后晶粒呈现等轴状, 平均晶粒尺寸约为 $25\text{ }\mu\text{m}$ 。经过 1 道次 ECAP 之后 (图 2b), 显微组织中出现了大量细小的晶粒, 同时也存在着一些在外力作用下变形而被拉长的晶粒, 细小的晶粒分布在比较粗大的晶粒之间, 这两种晶粒尺寸相差很大。试样组织的不均匀说明动态再结晶不完全。经过 3 道次 ECAP 之后, 粗大的晶粒基本消失, 晶粒明显细化, 表明再结晶过程已完成, 如图 2c—f 所示。此外从图中还可见, 经过 A' 路径和 B'_A 路径 ECAP 的试样的晶粒更加均匀细小, 平均晶粒尺寸分别约为 5.5 和 $5.4\text{ }\mu\text{m}$ (图 2c 和 d)。相比之下, B'_C 路径平均晶粒尺寸稍大一些, 约为 $6\text{ }\mu\text{m}$ (图 2e); C' 路径平均晶粒尺寸约为 $5.9\text{ }\mu\text{m}$, 且组织的均匀性较差, 不同区域的晶粒尺寸相差很大 (图 2f)。

3.1.2 显微硬度 沿 ECAP 后的镁合金试样纵截面中心线的方向剖开, 在剖面的中线上每隔 3 mm 取一个点测试硬度, 共取了 21 个点 (依次记为 P1—P21)。ECAP 时的试样前端和后端由于对称性和摩擦的影响, 变形后晶粒尺寸的均匀度不如试样的中间部分, 后者称之为稳态变形区 (steady deformation zone)。因此在讨论 ECAP 变形组织的均匀性时, 通常是指稳态变形区的均匀性, 此区域包括 P3—P19, 共 17 个点, 因此, 在分析组织均匀性时应以这 17 个点为样本。

图 3 显示了经过 ECAP 之后, 沿试样纵截面方向上各点的显微硬度值及变化趋势, 其中图 3a 和 b 分别表示的是 1 道次 ECAP 和 3 道次 4 种路径 ECAP 后实验合金的 Vickers 硬度的分布。

这里引入硬度均匀指数 α_{HV} 表示试样硬度值偏离平均值的程度。

$$\alpha_{\text{HV}} = (\text{HV}_{\text{max}} - \text{HV}_{\text{min}}) / \text{HV}_{\text{ave}} \quad (2)$$

式中, HV_{max} 为硬度的最大值; HV_{min} 为硬度的最小值; HV_{ave} 表示硬度的算术平均值, $\text{HV}_{\text{ave}} = \sum \text{HV}_i / i$, 其中, HV_i 为 i 点的硬度, $i = \text{P3}, \text{P4}, \dots, \text{P19}$ 。

显然, α_{HV} 越小, 表示均匀度越高。表 1 中所列的是以试样纵截面中线上的稳态变形区 17 个点的硬度值作为统计样本, 确定的硬度均匀指数。从表中数据可见, 经过 3 道次 ECAP 的试样平均硬度与只经 1 道次加工的试样相差不大, 甚至有所降低, 但是均匀性有所改善。其中, 经 A' 路径和 B'_A 路径 ECAP 后试样的 α_{HV} 明显低于 B'_C 路

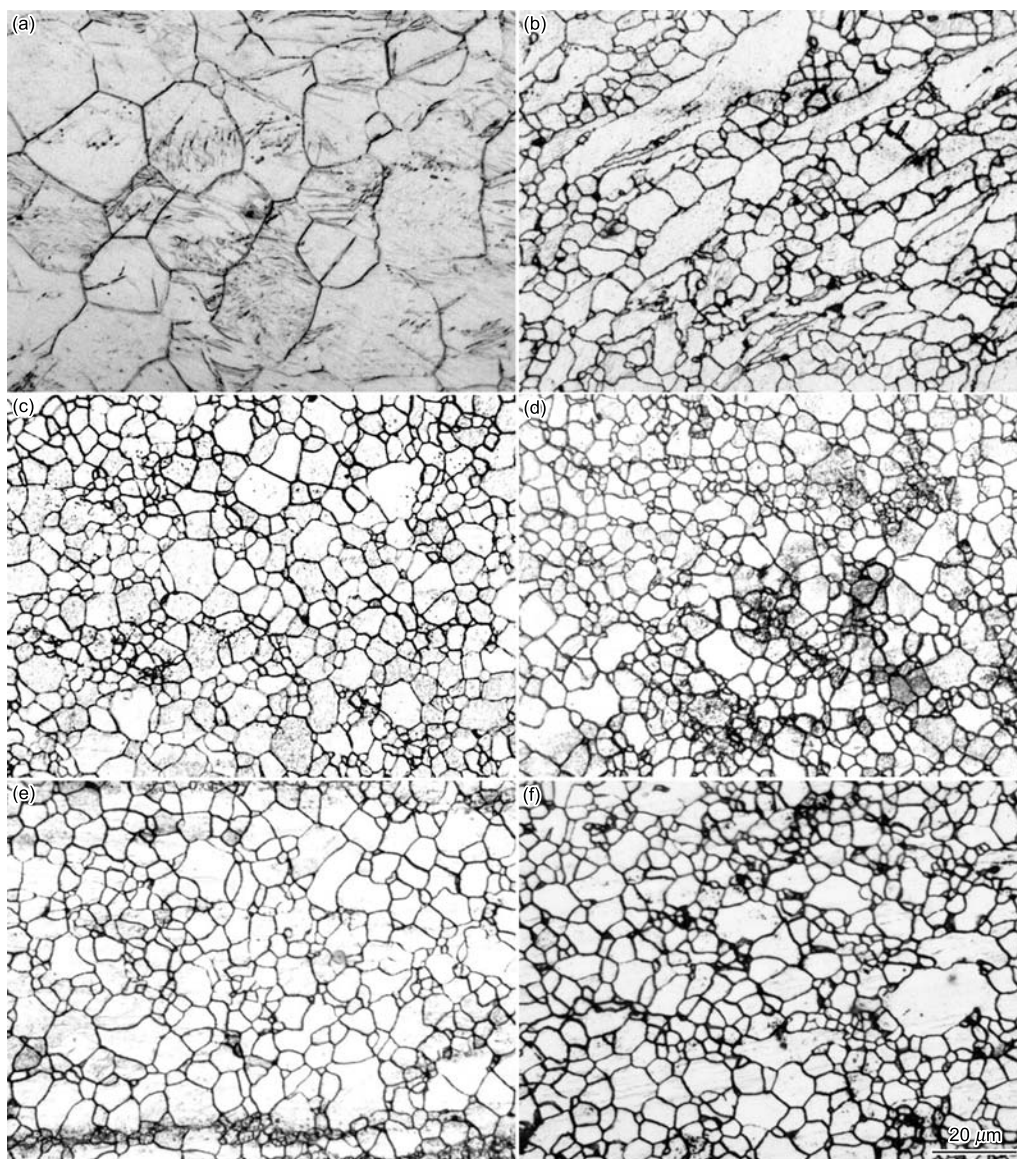


图 2 不同挤压方式下 AZ31 合金的金相组织

Fig.2 Optical micrographs of the samples before ECAP (a), after one pass ECAP (b), and after 3 passes ECAP through routes of A' (c), B'_A (d), B'_C (e) and C' (f)

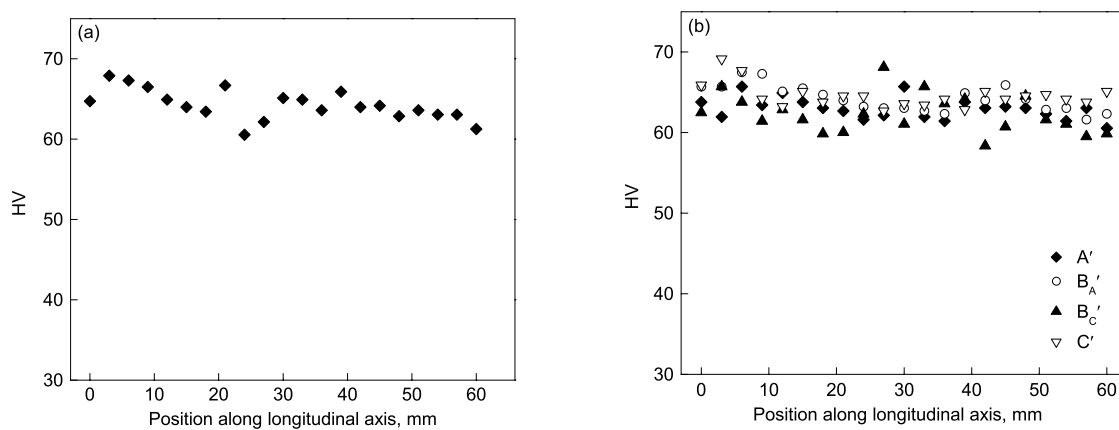


图 3 1 道次和 3 道次 4 种路径 ECAP 后试样纵截面中心线上的显微硬度值

Fig.3 Individual values of microhardness tested along the axis lines on the central longitudinal planes of the samples ECAPed by one pass (a) and 3 passes (b)

表 1 ECAP 后的试样平均硬度和硬度均匀指数

Table 1 Average hardnesses and uniformity coefficients of hardness of the samples after ECAP

Pass	Route	HV _{ave}	α_{HV}
1		64.1	0.115
3	A'	62.9	0.082
	B' _A	64.0	0.083
	B' _C	62.2	0.157
	C'	64.6	0.100

径和 C' 路径的 α_{HV} ，说明试样的均匀性最高。B'_C 路径的 α_{HV} 值最大，甚至超过了 1 次 ECAP 的试样，是 4 种路线中最不可取的加工途径。

3.1.3 ECAP 后镁合金的强度和延伸率 对经过 ECAP 后的试样进行常温下的拉伸测试，拉伸速率为 1 mm/s，每个实验条件下测试 3 次，并取其平均值。图 4 表示了 ECAP 路径对 AZ31 镁合金的抗拉强度、屈服强度和延伸率的影响。由图可见，ECAP 对 AZ31 镁合金的力学性能有明显的改善：经过 1 道次 ECAP 之后，屈服强度由 196 MPa 提高到 238 MPa，抗拉强度由 116 MPa 提高到 140 MPa，延伸率则由 13% 上升到 18%。3 道次 ECAP 后材料的力学性能进一步上升，但是不同路径对力学性能的影响不尽相同。B'_A 路径后试样的延伸率最高，达到 28%，A' 路径后的试样稍差，为 25%，而 B'_C 和 C' 路径的延伸率分别为 21% 和 22%；而对于抗拉强度，则是 B'_C 和 C' 路径较高，但是 4 种路径区别不大。至于屈服强度，A' 路径最低，仅有 131 MPa；B'_A 路径次之，为 170 MPa；B'_C 和 C' 路径后的试样屈服强度比较高，分别为 182 和 184 MPa。由此可见，ECAP 路径对试样抗拉强度的影响较小，但对延伸率和屈服强度的影响比较大。

3.2 讨论

ECAP 技术是一种通过强烈塑性变形而获得大尺寸亚微米或纳米级块体材料的有效方法，其原理是试样在通过通道转角时发生剪切变形，使变形材料产生大的剪切应变，由此导致位错的重排从而使晶粒得到细化。大量的研究^[9-12]表明，ECAP 过程中，晶粒细化主要是由连续动态再结晶引起的，且再结晶使等轴晶的分布趋于均匀。此外，滑移系较少的镁合金变形中通常会形成较多孪晶，而通过孪生形成的新的具有确定取向的高错排晶界也有助于细化晶粒^[13,14]。另外，在 ECAP 中，由于具有较高应变，流变软化会在剪切区造成滑移中心的产生，导致剪切材料的转动，产生额外的高角度晶界^[15,16]，这也是晶粒细化的一个原因。

本文的实验结果显示，ECAP 使材料的力学性能有明显的改善，但强度指标和工业标准^[17]中挤压态 AZ31 的指标在一个水平上。这主要是因为，本文实验中挤压形变量比工业化生产变形镁合金的形变量小得多，且实验温度较高（达到 200 ℃），形变再结晶的作用未充分发挥，因

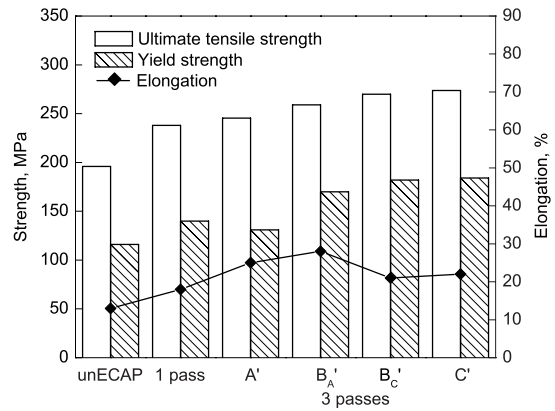


图 4 AZ31 镁合金在 ECAP 前后的室温力学性能

Fig.4 Mechanical properties of AZ31 alloy at room temperature before and after ECAP through one pass and 3 passes in 4 routes

此在力学性能上反映为强度较低。此外，传统的挤压或者轧制工艺往往使材料沿其变形方向上形成强烈的织构^[18,19]，在有强烈织构的方向上相同取向的晶粒阻碍了位错交滑移，在某种程度上进一步提高了强度，对于 ECAP 过程（尤其是多道次 ECAP）造成的织构则较小。本实验中，AZ31 合金经过 3 道次 ECAP 后的延伸率（21%—28%）显著高于工业标准上所列的指标（约 15%）。与立方金属不同，塑性偏低是镁合金的主要弱点。因此从这个角度上讲，本文的 ECAP 对合金力学性能的改善作用还是很显著的。

从图 2c—f 可以看出，本文的材料在经过不同路径的 3 道次 ECAP 挤压后，再结晶晶粒的平均尺寸相差不大，但晶粒尺寸的均匀性存在差别，这也影响了变形后材料力学性能的均匀性（如图 3 所示的硬度曲线）。这说明在材料、变形温度、变形速率、压力和挤压道次都一样的情况下，本文 4 种不同路径的 ECAP 挤压在对材料的晶粒细化程度上是处于一个数量级的，而主要影响的是材料的组织和性能的均匀性，因此这里主要探讨的是本文中的不同挤压路径对 AZ31 镁合金的微观和宏观均匀性的影响。

以往的研究^[20-22]大多认为传统的 ECAP 中路径对变形的均匀性的影响顺序是 B_C ≥ C ≥ A 或 B_A。图 5a 表示的是传统 ECAP 的剪切模型中，立方单元（虚拟地存在于试样内部的立方体，用于分析材料内部的变形情况）的变形规律。立方单元经过 B_C 和 C 路径分别挤压 4n, 2n (n 为整数) 道次可恢复原状，而以工艺路线 B_A 和 A 挤压时则不断的加剧畸变，B_C 路线比 C 路线更有效的原因是由于 C 路线没有使 Z 面得到变形^[23]。

然而，在本文的 3D-RD ECAP 中的情况却恰恰相反。以 A' 路径和 C' 路径为例（图 5b 所示），这两种路径和传统 ECAP 中的 A 路径和 C 路径的立方单元的变形规律完全相同，A' 路径中的立方单元不断在拉长，而 C' 路径中的单元体在 2n 次后恢复原来的形状，但是按 A'

路径 ECAP 的试样均匀性却要好于 C' 路径的均匀性. B_A' 路径的 X, Y 和 Z 3 个面也是不断拉长变小, 多次挤压后没有回到初始的形状, 但是却是效果最好的路径, 这说明用剪切模型理论不能解释目前遇到的现象, 需要从另外一个角度来分析.

在粗晶镁合金受压缩变形时, 孪晶不但满足 5 个独立滑移系的条件, 而且可以释放应力集中, 而在拉伸变形时, 主要是依靠非基面滑移起到满足 5 个独立滑移系的条件, 但是孪晶也可以释放应力集中. 在细晶镁合金的变形中, 非基面滑移可以满足 5 个独立滑移系的条件 [24], 依靠晶界滑动释放应力集中, 而不是依赖孪晶机制, 这是因为当晶粒比较细小时, 晶界处集中的应力较小而很难诱发孪晶形成. 本研究中 AZ31 镁合金 ECAP 之前晶粒比较粗大, 平均晶粒尺寸约为 25 μm, 此时孪晶起到很大的作用, 镁合金变形中的孪晶通常为在压应力作用下

形成的 {10 $\bar{1}2$ }<10 $\bar{1}1$ > 拉伸孪晶和拉应力作用下形成的 {10 $\bar{1}1$ }<10 $\bar{1}2$ > 压缩孪晶, 形成的临界分切应力 (CRSS) 分别为 2 MPa 和 76—153 MPa. 前者在变形开始的阶段有助于应变, 大多发生在材料受到挤压时; 后者在随后的过程中可以松弛应力集中 [13], 大多发生在材料受到拉伸时. 显然, {10 $\bar{1}2$ }<10 $\bar{1}1$ > 拉伸孪晶比 {10 $\bar{1}1$ }<10 $\bar{1}2$ > 压缩孪晶更容易形成, 因此粗晶镁合金在压缩时的塑性要好于拉伸时的塑性.

其次, 在 ECAP 过程中试样的受力状况并不是均匀的. 本文作者对 ECAP 过程进行了有限元模拟, 得到在外力存在的条件下试样应力分布的示意图 (如图 6a 所示), 其中试样通过转角的部分可以分为两部分, 橙色和红色表示受拉应力作用 (应力为正值), 黄色、绿色以及蓝色表示受压应力的作用 (应力为负值), 黄色和橙色的之间的交界处是两个区域的分界线. 在压应力作用下镁合金更容易发

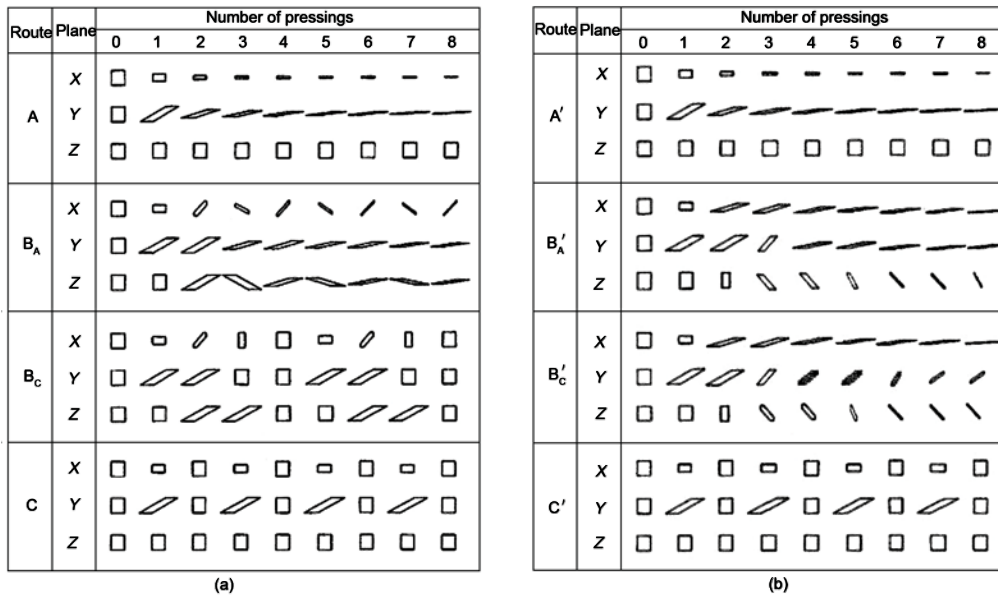


图 5 传统 ECAP^[23] 和 3D-RD ECAP 的剪切模型中立方单元的各面在 4 种路径挤压下的变形示意图
 Fig.5 Schematic illustrations of the distortions introduced into cubic elements when viewed on the X, Y and Z planes for 4 routes in conventional ECAP [23] (a) and in 3D-RD ECAP (b)

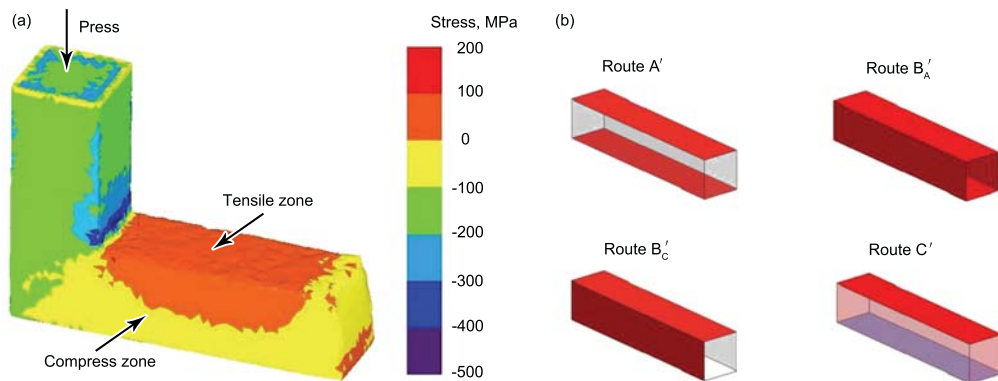


图 6 FEM 模拟 3D-RD ECAP 过程中试样受力状况和 4 种路径下试样受拉应力作用的表面的示意图
 Fig.6 FEM simulated stress distribution on the sample surface during ECAP pressing (a) and schematic diagram of the tensile stress on the surfaces of samples during ECAP processing by 4 routes in 3D-RD ECAP (b)

生均匀的变形, 而拉应力作用下则比较困难, 因此上表面更容易产生开裂, 从而容易在试样上表面产生波浪形的裂纹.

上下表面受力状况的不同对多道次 ECAP 的试样的均匀性必定会产生影响. 设定材料通过转角处内侧的表面为红色 (图 6a 中橙色区域), 表示材料容易在这个位置产生裂纹. 图 6b 是 RD-ECAP 的 4 种路径多次道次挤压各表面受力状态的周期性变化规律的示意图, A' 路径试样的平行的 2 个表面交替地受到拉应力作用; B'_A 路径是 4 个表面交替受拉应力作用; B'_C 路径是相邻的 2 个表面受拉应力作用; C' 路径只有 1 个表面受拉应力作用. 在每个面交替受拉应力作用的试样显然要比只有 1 个表面受拉应力作用的试样容易均匀地发生变形. 在传统 ECAP 中受拉应力作用的表面是按照这样的规律: A 路径试样只有 1 个表面; B_A 路径试样是相邻的 2 个表面; B_C 路径试样是 4 个表面; C 路径试样是平行的 2 个表面. 比较 3D-RD ECAP 和传统 ECAP 后不难发现路径之间有类似的对应关系: A' 路径 \approx C 路径, B'_A 路径 \approx B_C 路径, B'_C 路径 \approx B_A 路径, C' 路径 \approx A 路径. 通过以上对传统 ECAP 和 3D-RD ECAP 路径的分析可以得出这样的结论, 影响试样组织和性能均匀性的因素应该是试样受力状态的周期性变化规律, 而不是立方单元的变形规律.

4 结论

(1) 3D-RD ECAP 路径 A' , B'_A , B'_C 和 C' 都可使 AZ31 镁合金晶粒发生细化, 但不同路径对镁合金的微观组织和力学性能的影响不同, 从对变形后材料均匀性角度比较, B'_A 和 A' 两种路径的效果比 B'_C 和 C' 路径更好.

(2) 与传统的 ECAP 比较, 材料在 3D-RD ECAP 过程中的受力状态是导致不同 ECAP 路径引起变形的均匀性差异的主要因素. ECAP 对试样变形的均匀性主要取决于拉压应力交替作用于试样各个部分的顺序, 而与剪切模型中的立方单元变形规律无关.

参考文献

- [1] Miyahara Y, Horita Z, Langdon T G. *Mater Sci Eng*, 2006; A420: 240
- [2] Chuvil'deev V N, Nieh T G, Gryaznov M Y, Kopylov V I, Sysoev A N. *J Alloy Compd*, 2004; 378: 253
- [3] Mabuchi M, Iwasaki H, Yanase K, Higashi K. *Scr Mater*, 1997; 36: 681
- [4] Figueiredo R B, Langdon T G. *Mater Sci Eng*, 2006; A430: 151
- [5] Chuvil'deev V N, Kopylov V I, Gryaznov M Y, Sysoev A N. *Dokl Phys*, 2003; 48: 343
- [6] Lapovok R, Thomson P F, Cottam R, Estrin Y. *Mater Sci Eng*, 2005; A410-411: 390
- [7] Kim J C, Nishida Y, Arima H, Ando T. *Mater Lett*, 2003; 57: 1689
- [8] Nishida Y, Arima H, Kim J C, Ando T. *Scr Mater*, 2001; 45: 261
- [9] Yamashita A, Horita Z, Langdon T G. *Mater Sci Eng*, 2001; A300: 142
- [10] Matsubara K, Miyahara Y, Horita Z, Langdon T G. *Acta Mater*, 2003; 51: 3073
- [11] Fatemi-Varzaneh S M, Zarei-Hanzaki A, Beladi H. *Mater Sci Eng*, 2007; A456: 52
- [12] Li Y Y, Zhang D T, Chen W P, Liu Y, Guo G W. *J Mater Sci*, 2004; 39: 3759
- [13] Chino Y, Kimura K, Hakamada M, Mabuchi M. *Mater Sci Eng*, 2008; A485: 311
- [14] Jiang L, Jonas J J. *Scr Mater*, 2008; 58: 803
- [15] Lee B H, Reddy N S, Yeoma J T, Lee C S. *J Mater Process Technol*, 2007; 187-188: 766
- [16] Figueiredo R B, Aguilar M T P, Cetlin P R. *Mater Sci Eng*, 2006; A430: 179
- [17] Chen Z H. *Wrought Magnesium Alloys*. Beijing: Chemical Industry Press, 2005: 28
(陈振华. 变形镁合金. 北京: 化学工业出版社, 2005: 28)
- [18] Kim W J, Hong S I, Kim Y S, Min S H, Jeong H T, Lee J D. *Acta Mater*, 2003; 51: 3293
- [19] Beyerlein I J, Tóth L S. *Prog Mater Sci*, 2009; 54: 427
- [20] Valiev R Z, Islamgaliev R K, Alexandrov I V. *Prog Mater Sci*, 2000; 45: 103
- [21] Iwahashi Y, Horita Z, Nemoto M, Langdon T G. *Acta Mater*, 1998; 46: 3317
- [22] Langdon T G, Furukawa M, Nemoto M, Horita Z. *JOM*, 2000; 52(4): 30
- [23] Valiev R Z, Langdon T G. *Prog Mater Sci*, 2006; 51: 881
- [24] Chino Y, Kimura K, Mabuchi M. *Mater Sci Eng*, 2008; A486: 481