

等通道角挤压变形 AZ31 镁合金的变形行为

路 君, 靳 丽, 董 杰, 曾小勤, 丁文江, 姚真裔

(上海交通大学 轻合金精密成型国家工程研究中心, 上海 200030)

摘 要: 研究挤压态和等通道角挤压(ECAE)态AZ31镁合金的变形行为与微观组织的相关性。结果表明, ECAE态AZ31镁合金的室温拉伸屈服强度与晶粒尺寸之间表现出反Hall-Petch关系, 且拉压不对称性明显减弱; 在室温压缩时表现出应变速率敏感性, 并随变形温度升高, 应变速率敏感性因子变大。挤压态合金的晶粒度为20 μm , 具有典型的挤压丝织构, 主要变形方式为基面位错滑移和孪生, 导致了合金中明显的拉压不对称性。ECAE态合金平均晶粒尺寸约为2 μm , 织构相对随机化, 导致合金压缩时孪生比率明显下降, 其他变形模式比率增加, 提高了变形抗力, 降低了拉压不对称性。ECAE态AZ31镁合金压缩的激活能接近其晶界扩散激活能, 晶界滑移在一定程度上导致了合金的反Hall-Petch关系的出现以及应变速率敏感性的增强。

关键词: AZ31 镁合金; 等通道角挤压; 变形行为; 拉压不对称性; 应变速率敏感性

中图分类号: TG 37

文献标识码: A

Deformation behaviors of AZ31 magnesium alloy by equal channel angular extrusion

LU Jun, JIN Li, DONG Jie, ZENG Xiao-qin, DING Wen-jiang, YAO Zhen-yi

(National Engineering Research Center of Light Alloy Net Forming, Shanghai Jiao Tong University, Shanghai 200030, China)

Abstract: The correlation between the microstructure and the deformation behavior of AZ31 alloys processed by as-extrusion and equal channel angular extrusion (ECAE) was investigated. The results show that there is a reverse Hall-Petch relationship between the yield stress and the grain size of ECAE AZ31 Mg alloy, and the tension-compression asymmetry is weakened; ECAE alloy also exhibits a strain rate sensitivity, and the strain rate sensitivity factor will be increased with increasing the process temperature. The average grain size is 20 μm for the as-extruded alloy with a typical ring basal texture, and the main deformation models at room temperature are basal slip and twinning, which result in the strong tension-compression asymmetry. The average grain size is about 2 μm for ECAE Mg alloy with a texture randomized relatively, which results in remarkably a decrease of twin volume fraction under compression loading, and then the tension-compression asymmetry in ECAE AZ31 alloy is weakened. The calculated apparent activation energy in the ECAE Mg AZ31 is approached to the activation energy of grain boundary diffusion Mg alloy, which provides an evidence to support that the deformation on grain boundaries plays an important role on the deformation behavior, and the possible grain boundary sliding (GBS) has contribution to the reverse Hall-Petch relationship and strain rate sensitivity in ECAE Mg alloy.

Key words: AZ31 Mg alloy; equal channel angular extrusion (ECAE); deformation behavior; tension-compression asymmetry; strain rate sensitivity

细化材料组织是目前新型高性能材料发展的共同趋势, 超细晶材料已成为材料研究领域的一个重要方向^[1-2]。采用具有大塑性变形的等通道角挤压变形(ECAE)工艺^[3]可以获得超细晶粒组织(平均晶粒尺寸可在亚微米级甚至纳米级)^[4-5], 其优点是处理的原料不是粉末而是块体材料, 且能保持材料的外观形状和截面积不变, 它为提高密排六方结构的镁合金的室温力学性能提供了一个可靠的途径^[6]。

研究表明, ECAE 态镁合金微观组织的变化主要是晶粒明显细化, 同时织构取向相比挤压态或轧制态发生明显变化, 合金的延长率明显提高, 但屈服强度及抗拉强度降低。相比常规挤压态合金, ECAE 态合金表现出明显的反 Hall-Petch 关系。目前针对 ECAE 态合金变形行为及微观组织相关性的研究还不全面, 现有的主流观点认为: ECAE 态合金的织构形成, 增加了位错在基面滑移的 Schmid 因子, 明显提高了合金塑性成型性, 降低了合金的变形抗力^[7], 通过提高晶粒内部的亚结构可以弥补合金强度的损失^[8]。为此, 本文作者对挤压态及 ECAE 态 AZ31 的变形行为进行研究, 包括室温和中温拉压变形的拉压对称性、屈服强度与晶粒尺寸的关系以及应变速率敏感性; 采用背散射电子衍射(EBSD)及金相等对合金在变形前、后的微观组织进行分析, 研究晶粒尺寸、织构以及晶界结构对合金变形行为的影响。

1 实验

试验材料是AZ31镁合金。首先, 将试验材料切割成ECAE变形试样, 试样尺寸为20 mm×20 mm×80 mm。ECAE变形采用Bc路径(相邻变形道次之间试样沿长轴方向顺时针旋转90°), 变形工艺路线为250 °C 1P→225 °C 2P→200 °C 3P→180 °C 4P。通过这种降温挤压的方法, 可以降低材料最终道次的挤压温度, 更有利于得到超细晶。挤压后空冷至室温, 在室温下沿平行挤压方向切取拉伸和压缩试样。

室温拉伸测试在Zwick/Roell拉伸试验机上进行; 室温压缩及热压缩试验在Gleeble-3500热模拟机上进行, 采用圆柱体轴对称压缩试样, 试样尺寸为 $\phi 10$ mm×15 mm。

应变速率敏感性指数(m)的测定: 根据挤压态及 ECAE 态镁合金试样压缩至发生稳态流变的真应力—真应变曲线和等应变原则, 作出 $\lg \sigma - \lg \dot{\epsilon}$ 曲线, 此曲线的斜率即为应变速率敏感性指数 m 。

$$m = \frac{d(\lg \sigma)}{d(\lg \dot{\epsilon})} \quad (1)$$

式中 σ 为流动应力; $\dot{\epsilon}$ 为应变速率。

根据材料高温变形应力和应变速率之间的关系式 $\dot{\epsilon} = A_1 \sigma^{n_1} \exp(-Q/RT)$ 得表观激活能(Q):

$$Q = R \left. \frac{\partial \ln \sigma}{\partial (1/T)} \right|_{\dot{\epsilon}} \left. \frac{\partial \ln \dot{\epsilon}}{\partial \ln \sigma} \right|_T \quad (2)$$

式中 R 为理想气体常数, 8.31 J/(mol·K); T 为热力学温度; $\ln \dot{\epsilon}$ 与 $\ln \sigma$ 关系直线的斜率 $n=1/m$ 。

2 实验结果

2.1 力学行为分析

图1所示为挤压态及 ECAE 态 AZ31 镁合金在同一变形速率(0.01/s)室温拉伸及压缩变形时的应力—应变曲线。与挤压态 AZ31 镁合金相比, 拉伸变形时 ECAE 态合金的伸长率明显提高, 但是, 屈服强度及抗拉强度小幅度下降。室温压缩时, ECAE 合金的断裂伸长率与挤压态合金的接近, 但是, ECAE 合金的屈服强度明显高于挤压态 AZ31 镁合金的屈服强度。从拉压对称性的角度分析, 当挤压态合金的压缩屈服强度与拉伸屈服强度的比小于 1/2 时, 出现明显的拉压不对称。当合金出现明显拉压不对称时, 将对材料作为结构件使用时造成非常大的阻碍。当 ECAE 态 AZ31 镁合金的拉压强度与屈服强度相差不大时, 拉压不对称性明显得到改善。

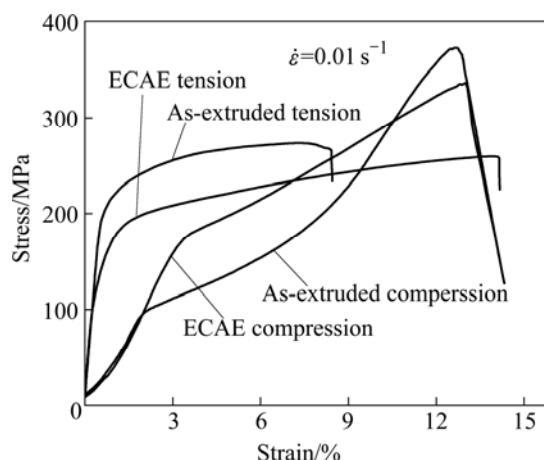


图1 挤压态和 ECAE 态 AZ31 镁合金的室温拉伸和压缩曲线
Fig.1 Stress—strain curves for as-extrusion and ECAE AZ31 specimens subjected to uniaxial tension and compression at room temperature

图2所示为经过统计的ECAE变形AZ31镁合金的屈服强度与平均晶粒直径的相关性。可见,合金随着晶粒的细化,屈服强度降低,呈现明显的反Hall-Petch关系。其他有关ECAE变形AZ31镁合金的数据统计表明^[8],所有的ECAE变形合金都明显呈现反Hall-Petch关系。

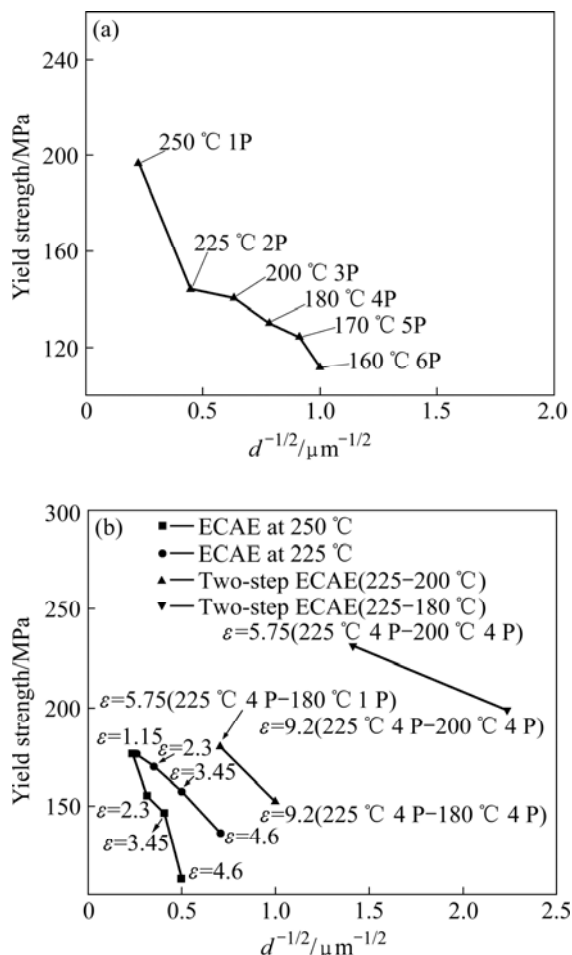


图2 给定变形温度下ECAE变形AZ31镁合金的屈服强度与晶粒直径的关系

Fig.2 Yield strength against $d^{-1/2}$ for ECAE AZ31 Mg alloys at given processing temperatures: (a) AZ31 specimen in this study; (b) Statistic data of early ECAE AZ31 specimen^[8]

图3所示是AZ31镁合金的室温压缩应力—应变曲线。可以看出,ECAE镁合金在室温压缩时其不同应变速率的压缩应力—应变曲线有分离,说明在室温压缩时变形速率对ECAE AZ31镁合金的变形模式有影响,表现出应变速率敏感性,但是,这种现象并不是很明显。有研究^[9]认为,当镁合金的晶粒细化到纳米级时,材料在室温下也能表现出应变速率敏感性。由于在该研究中晶粒尺寸还没有细化到纳米尺寸,所以,在室温时,ECAE变形合金的应变速率敏感性不

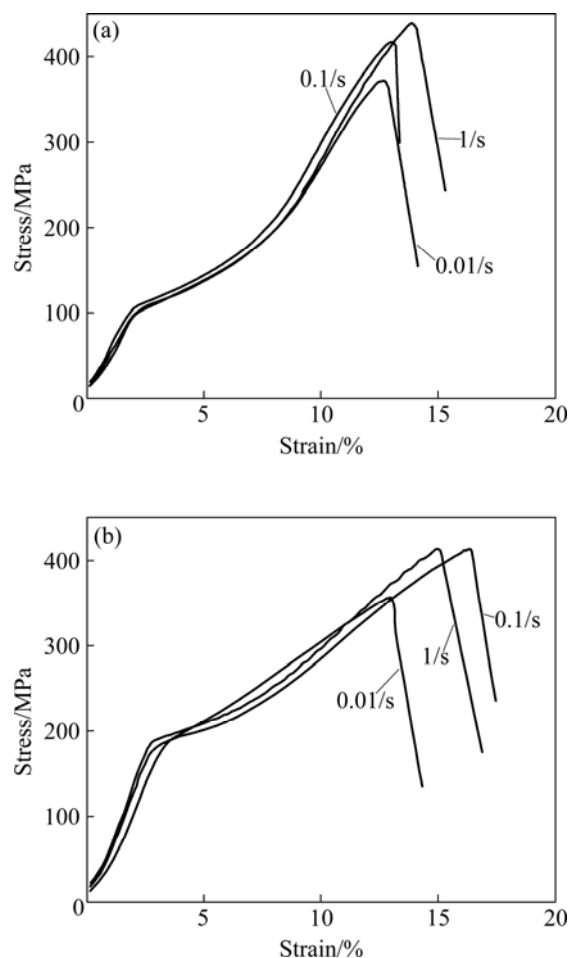


图3 挤压态及ECAE变形AZ31镁合金在不同速率(0.01~0.1 s⁻¹)下的室温压缩应力—应变曲线

Fig.3 Compression stress—strain curves of as-extrusion (a) and ECAE (b) AZ31 Mg alloys at loading rates from 0.01 s⁻¹ to 0.1 s⁻¹ at room temperature

是很明显。

图4所示为挤压变形及ECAE态合金在200、300和400 °C的应变速率敏感因子 m 。从图4(a)可以看出,挤压态合金在200 °C压缩时 m 比较小,约为0.05;在300 °C和400 °C时 m 较大,这说明在高温压缩时挤压态合金具有更好的均匀塑性变形能力。图4(b)所示的ECAE超细晶镁合金的 m 均高于同等条件下的挤压态合金的 m ,说明在高温压缩变形过程中,ECAE变形态的应变速率敏感性指数较大^[10]。由超塑性流变过程描述式 $\sigma = K\dot{\epsilon}^m$ (K 为材料常数)可以看出: m 越大, $\dot{\epsilon}^m$ 越小,流变应力越低,试样上颈缩的形成和发展的可能性也越小,均匀伸长的可能性越大,相应地,断裂伸长率也就越高。镁合金的应变速率敏感指数随温度的升高而增大。但是,目前在变形速率范围内挤压态及ECAE态合金的 m 只有0.10~0.19,并未达到超塑

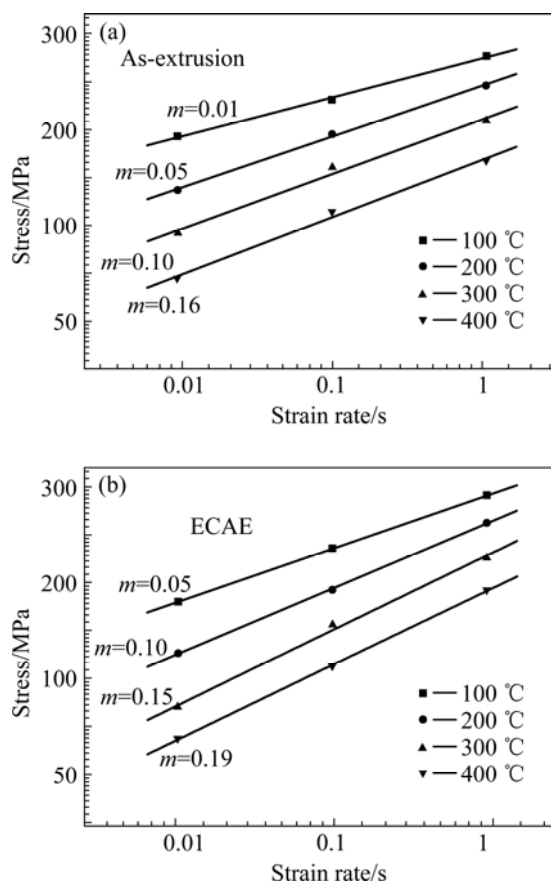


图4 挤压态和ECAE态AZ31镁合金在不同温度压缩的应力—应变速率的关系曲线

Fig.4 Stress vs strain rates of as-extrusion (a) and ECAE (b) Mg alloys in compression at different temperature

性材料的 m (大于 0.30)。

图5所示为真应变为0.2时挤压态合金的应力与温度的关系曲线。可见, 温度不同、应变速率相同的点基本分布在一条直线上, 表观激活能均随温度和应变速率的改变而发生变化。在应变速率相同时, AZ31镁合金的表观激活能随温度的升高而降低; 在温度相同、应变速率不同时, 随着应变速率的加大, 表观激活能增大。ECAE态合金与挤压态合金的变化趋势一致。由图4和5可知, 采用公式(2)计算出挤压态合金在100~400 °C压缩的激活能为116~136 kJ/mol, 接近镁的晶格扩散激活能(135 kJ/mol^[11]), 说明挤压态合金在压缩时, 变形主要受到晶格扩散机制控制, 如孪晶、位错滑移等。计算出的ECAE超细晶镁合金在此温度下压缩的激活能为78~92 kJ/mol, 接近镁的晶界扩散激活能(92 kJ/mol^[12]), 说明ECAE态镁合金在压缩时, 变形主要受到晶界控制, 如晶界滑移、晶界扩散和Coble蠕变等^[13]。

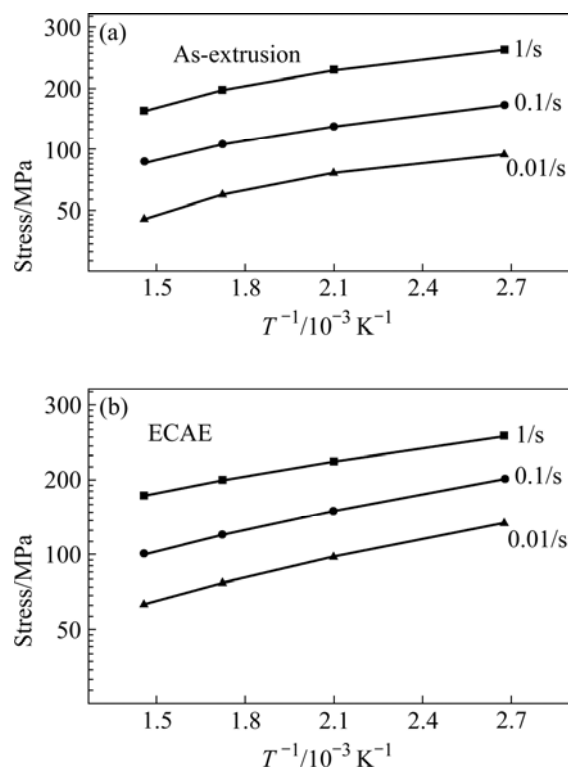


图5 挤压态合金及ECAE态AZ31镁合金的 σ 与 $1/T$ 的关系($\dot{\epsilon}=0.2$)

Fig.5 Relationship between σ and $1/T$ for as-extrusion and ECAE AZ31 Mg alloys ($\dot{\epsilon}=0.2$)

2.2 微观组织观察

图6所示是ECAE变形前、后AZ31镁合金的晶粒取向分布图。图6(a)显示挤压态AZ31镁合金晶粒度较大, 平均晶粒度为30 μm , 图6(b)显示ECAE变形后晶粒明显细化, 平均晶粒度为3 μm , 并且晶粒取向分布更加分散和均匀。图7所示是ECAE变形前、后AZ31镁合金的极图。图7(a)显示挤压态AZ31镁合金的主要织构为丝织构, 其 c 轴与挤压方向垂直, 在ECAE-4道次后, 织构明显偏离丝织构分布, $[0001]$ 轴与挤压方向呈45°, 并且织构强度明显减弱。ECAE变形后合金的织构分布更利于基面位错的开动。

图8所示为挤压态镁合金室温拉伸及压缩后的金相组织。图8(a)所示的拉伸断裂后断口附近的微观组织形貌显示, 在一些较大晶粒内部有交叉的细长扁平状孪晶。根据文献报道^[14], 该孪晶主要是 $\{10\bar{1}1\}$ 孪晶, 只在少量大晶粒内存在孪晶, 孪晶的体积分数很小。图8(b)所示的压缩后样品的金相组织中, 几乎所有的晶粒内都存在互相平行的孪晶, 且每个晶粒内孪晶的体积分数大, 孪晶较宽, 贯穿于整个晶粒。根据文献^[15]

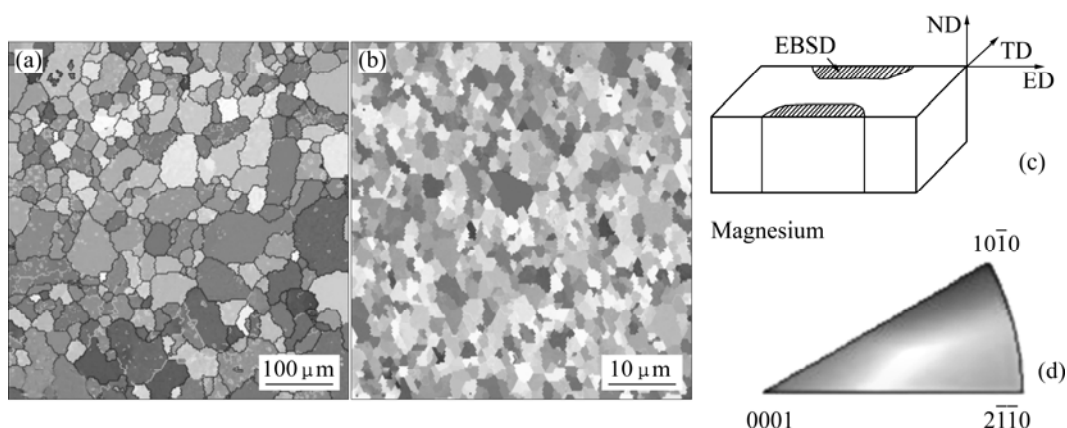


图6 ECAE变形前、后AZ31镁合金的晶粒取向分布图

Fig.6 Inverse pole figure (IPF) mapping of as-extruded and ECAE AZ31 Mg alloys: (a) As-extrusion; (b) ECAE-4 pass; (c) Schematic of sample for texture analysis; (d) Inverse pole figure corresponding to EBSD area in Fig.6(b)

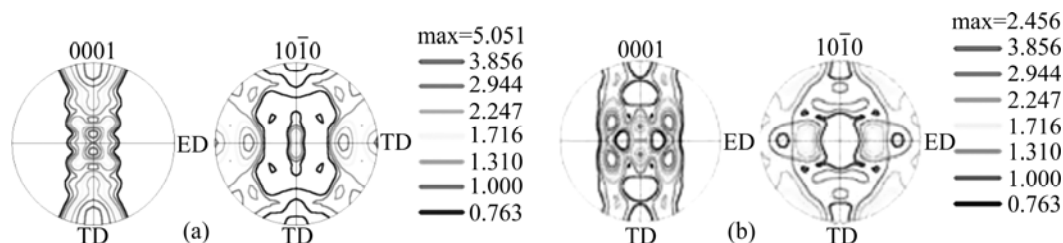


图7 ECAE变形前、后AZ31镁合金的{0001}和{10-10}极图

Fig.7 {0001} and {10-10} pole figures of as-extruded and ECAE AZ31 Mg alloys: (a) As-extrusion; (b) ECAE-4 pass

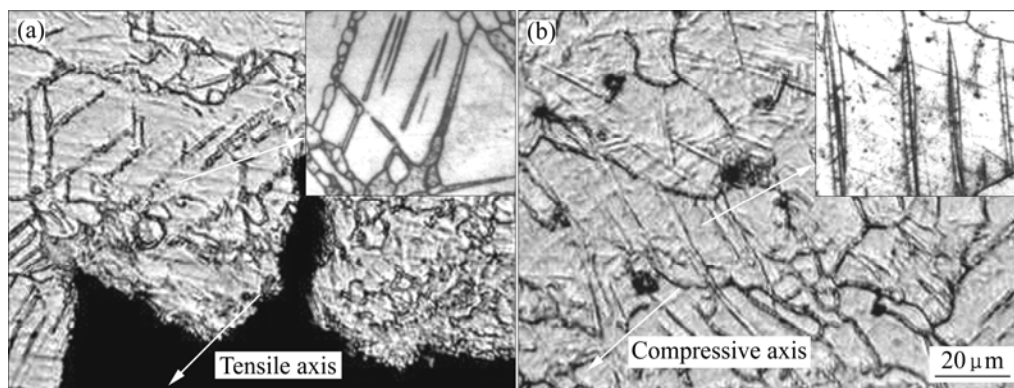


图8 挤压态镁合金的室温拉伸产生的{10-11}压缩孪晶(a)和压缩产生的{10-12}拉伸孪晶(b)

Fig.8 {10-11} contraction (a) and {10-12} extension twins (b) in as-extruded AZ31 Mg alloys after tension and compression at room temperature

报道, 该孪晶为{10-12}孪晶。在拉压变形中, 孪晶发生率不同造成孪晶面积率不同, 这也是导致拉压不对称性的原因。

图9所示为挤压态及ECAE态AZ31镁合金在室温不同应变速率压缩后的金相照片。可以看出, 在室温压缩的挤压态组织中存在较多的孪晶, 且孪晶多位于原来挤压变形后的未再结晶变形带中(图9(b))。

孪晶产生的原因主要是挤压态镁合金的{0002}基面平行于挤压方向, 基面滑移的Schmid因子为零, 基滑移被抑制, 沿着ED压缩, 相当于垂直于 c 轴压缩, 产生{10-12}孪晶^[16]。图9(d)~(f)所示为合金经180℃4PECAE变形后所得的超细晶材料在不同应变速率室温压缩后的金相组织照片。与图9(a)~(c)相比, 在ECAE超细晶镁合金的室温压缩的组织中并未观察到

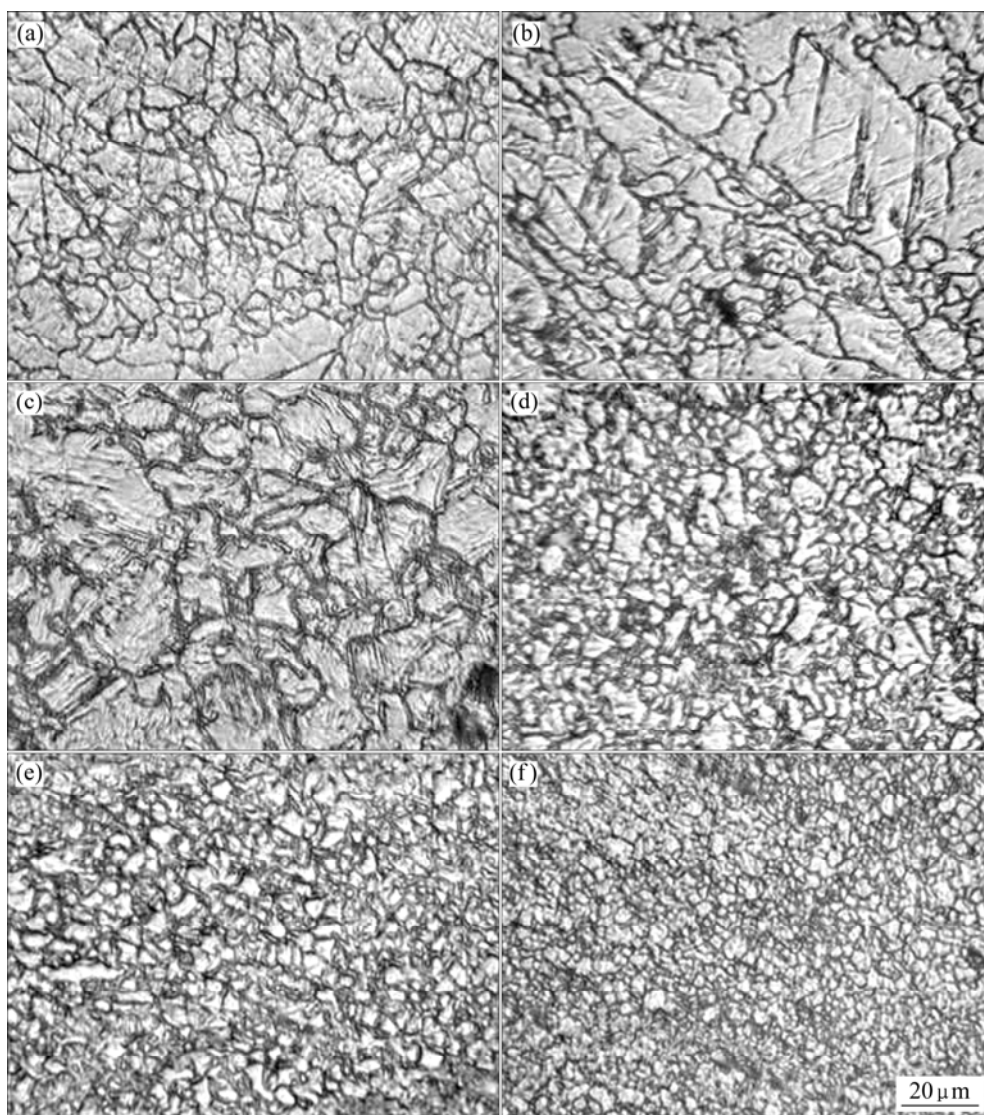


图 9 挤压态和 ECAE 态镁合金在不同应变速率下室温压缩后的金相组织

Fig.9 Optical microscopy (OM) images of as-extruded and ECAE AZ31 Mg alloys after compression at room temperature and different rates: (a) As-extrusion, 0.01/s; (b) As-extrusion, 0.1/s; (c) As-extrusion, 1/s; (d) ECAE, 0.01/s; (e) ECAE, 0.1/s; (f) ECAE, 1/s

明显的孪晶, 说明由于微观组织改变, ECAE 态合金室温压缩的变形机理发生改变。

3 讨论

与挤压态 AZ31 镁合金相比, ECAE 态 AZ31 合金晶粒明显细化, 织构明显偏离挤压丝织构, 并且强度减弱。ECAE 态合金变形的拉压不对称性减弱, 屈服强度与晶粒度呈现反 Hall-Petch 关系, 并且在室温及中温压缩时表现出应变速率敏感性。合金的变形行为与合金的微观组织以及变形过程中的变形机理有直接

联系。除了晶粒度、织构和晶界结构是影响镁合金力学行为的重要因素外, 镁合金中的织构也影响变形模式从而影响其室温及高温的力学行为。ECAE 变形后, 晶粒细化的同时晶界结构也发生变化, 晶界的比率明显增加, 晶界结构的改变对镁合金的性能也会产生重要影响^[17-18]。

3.1 织构对镁合金室温力学性能的影响

挤压态合金具有很强的基面纤维织构, 即大部分晶粒均以 $\{0001\}$ 基面平行于 ED, 在此取向, 当沿 ED 压缩时, 相当于垂直于 c 轴压缩, 产生 $\{10-12\}<10-11>$ 拉伸孪晶^[19]; 沿 ED 拉伸, 相当于沿

着 c 轴压缩, 产生压缩孪晶 $\{10\bar{1}1\}\langle 10\bar{1}2\rangle$ 压缩, 图 8 和图 9(a)~(c) 所示的金相组织显示拉伸时的 $\{10\bar{1}1\}\langle 10\bar{1}2\rangle$ 压缩孪晶和压缩变形时的 $\{10\bar{1}2\}\langle 10\bar{1}1\rangle$ 拉伸孪晶。鉴于锥面拉伸孪晶是最易激活的孪晶系, 其 CRSS 远小于压缩孪生和 $\langle c+a \rangle$ 锥滑移, 因此, 沿 ED 压缩屈服应力明显小于拉伸屈服应力和可激活的 $\langle c+a \rangle$ 滑移^[10-12]的屈服应力, 这就是挤压态合金拉压不对称性的主要原因。同时, 由于 $\{10\bar{1}2\}\langle 10\bar{1}1\rangle$ 拉伸孪晶使晶粒转动 86.3° , 孪晶内的所有基面在压缩变形后近似垂直于挤压方向, 屈服强度降低^[20]。孪生调节了晶体的取向, 进一步激发滑移和孪生, 使滑移和孪生交替进行, 从而获得较大的变形^[21], 并且它可以成为动态再结晶的形核点, 增大动态再结晶的温度范围, 细化晶粒, 提高均匀塑性变形能力^[22-25], 所以, 图 1 所示的挤压态室温压缩的断裂伸长率较大。

ECAE 态 AZ31 镁合金在晶粒细化的同时, 织构发生转变, $[0001]$ 轴与挤压轴呈 45° , 即拉伸变形的拉伸轴与压缩变形的压缩轴呈 45° 。该取向对应的基面滑移 Schmid 因子明显提高, 所以, 对基面滑移系的开动非常有利, 同时, 非基面滑移的可能性也明显增加, 从而孪生的发生比率降低。从图 9(d)~(f) 可知, 在 ECAE 态 AZ31 镁合金变形中几乎没有孪生变形。由于孪生比率降低, ECAE 在拉伸及压缩时变形的拉压不对称性减弱。所以, 在设计对拉压变形对称性要求高的结构件时, 选择具有随机化晶粒取向(丝织构或板织构弱化)的合金材料。

ECAE 态 AZ31 镁合金呈现的反 Hall-Petch 关系也与织构有关。由于与 ECAE 态合金的织构对应的基面滑移的 Schmid 因子高, 所以, 基面滑移容易启动, 同时, 基面滑移的临界分切应力比非基面滑移低 100 倍, 从而 ECAE 态合金的屈服强度降低, 伸长率得到提高。KIM 等^[26-27]也指出了织构软化的概念, 认为在大塑性变形过程中形成的织构, 其织构软化作用强于细晶强化的作用。

3.2 晶界对镁合金室温力学性能的影响

通常情况下, 在室温变形中, 晶界被认为对位错滑移有明显的阻碍作用。晶粒细化在通常情况下都会提高合金的强度, 经典的 Hall-Petch 很好地说明了晶粒尺寸与合金强度的关系。但是, 当晶界滑移现象 (GBS) 发生时, 晶界的滑动会松弛由于位错缠结产生的应力集中, 从而降低位错进一步滑移的应力, 使合金的强度没有因为晶粒细化而得到提高。如图 10(a) 所示, GBS 在晶界处产生应力集中, 使位错产生; 接

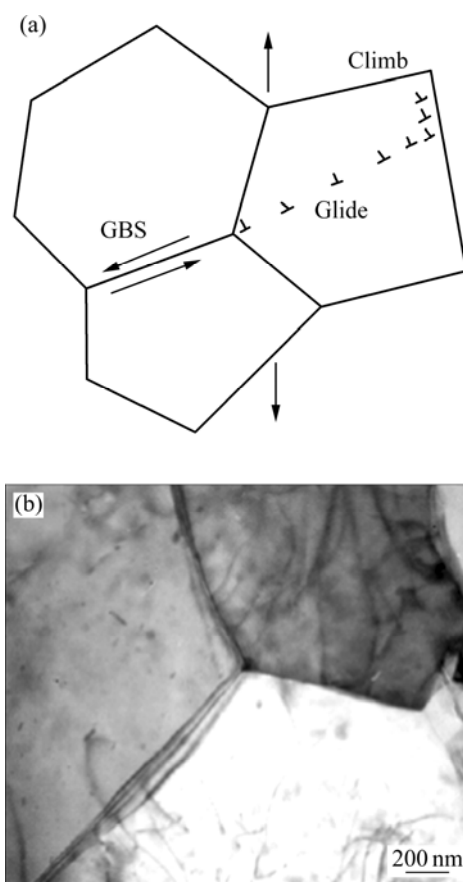


图 10 小晶粒晶界的滑移模型(a)和 ECAE 态 AZ31 镁合金的典型大角度晶界(b)

Fig.10 Schematic for grain boundary sliding model with small crystals (a) and typical high angle grain boundaries (HAGBs) image in ECAE Mg AZ31 alloy (b)

着, 位错沿晶体的滑移面运动, 以释放应力, 使滑移继续进行, 随着位错数量的增加, 位错在晶界周围堆积, 导致位错攀移。晶界滑动更容易保证变形的协调性和防止破断。

镁合金中 GBS 通常在高温低应变速率下发生。室温变形时, 在挤压态镁合金中没有发现明显的晶界滑移, 粗晶内位错滑移程大, 晶界附近应力集中严重, 极易诱发孪晶变形。但在细晶镁合金中, 即使在室温 and 总变形量较小的情况下也可发生明显的 GBS, 细晶组织不仅位错滑移程短, 且易通过交滑移、非基面滑移和 GBS 来释放局部应力集中, 使应力状态难以满足孪晶形核的要求, 不易产生孪生。GBS 的发生一方面提高了合金室温变形的变形协调性, 提高了合金的拉伸断裂伸长率; 另一方面也使合金变形抗力降低。

也有研究发现^[8], 含有较高比率的大角度晶界的细晶镁合金在室温下发生 GBS 现象, 晶粒越小, 晶界滑移越容易发生; 晶粒间位向差越大, GBS 的可能性

越大。ECAE 态合金晶粒得到细化的同时, 生成了较高比率的大角度晶界的晶界结构(图 10(b)), 促使合金在室温变形过程中晶界滑移的发生^[28]。本研究计算出 ECAE 超细晶镁合金在 100~400 °C 压缩时的激活能接近镁的晶界扩散激活能, 说明 ECAE 态镁合金在压缩时, 变形主要受到晶界控制, 如晶界滑移、晶界扩散和 Coble 蠕变等, 进一步增加 ECAE 态合金中晶界滑动开动的可能性, 与挤压态合金相比, ECAE 态合金表现出明显的应变速率敏感性。

4 结论

1) 与挤压态 AZ31 镁合金相比, ECAE 态 AZ31 镁合金的屈服强度与晶粒度之间表现出明显的反 Hall-Petch 关系; 在室温拉压试验中, 拉压不对称性明显减弱; 合金在室温压缩时表现出应变速率敏感性, 并随着变形温度升高, 应变速率敏感性因子增大。

2) 挤压态 AZ31 镁合金平均晶粒度为 20 μm , 织构为典型的挤压丝织构, 挤压态 AZ31 镁合金的主要变形方式为基面位错滑移和孪生, 导致了明显的拉压不对称性; ECAE 变形后晶粒明显细化, 平均晶粒度为 1~2 μm , 织构相对随机化, 导致合金在压缩时孪生比率明显下降, 其他变形模式比率增加, 提高了压缩时变形抗力, 降低了材料的拉压不对称性。

3) ECAE 态 AZ31 镁合金在压缩时激活能接近晶界扩散激活能, 晶界滑移对合金整体变形行为有重要的影响, 在一定程度上导致了 ECAE 态合金的反 Hall-Petch 关系的出现以及应变速率敏感性的增强。

致谢:

该研究得到上海市科委的资助(项目编号为 06dj14005), 同时得到美国通用汽车研发中心 Robert Kubic 提供的 EBSD 测试帮助, 在此一并致谢。

REFERENCES

- [1] JANG J S C, KOCH C C. Hall-etch relationship in nanocrystalline iron produced by ball milling[J]. Scripta Metallurgica et Materialia, 1990, 24(8): 1599-1604.
- [2] VALIEV R Z, KORZNIKOV A V, MULYUKOV R R. Structure and properties of ultrafine-grained materials produced by severe plastic deformation[J]. Mater Sci Eng A, 1993, 168(2): 141-148.
- [3] SEGAL V M. Engineering and commercialization of equal channel angular extrusion[J]. Mater Sci Eng A, 2004, 386(1/2):

269-276.

- [4] LEE S M, LANGDON T G. High strain rate superplasticity in a Zn-22%Al alloy after equal-channel angular pressing[J]. Mater Sci Forum, 2001, 357/359: 321-326.
- [5] VALIEV R Z, ISLAMGALIEV R K, ALEXANDROV I V. Bulk nanostructured materials from severe plastic deformation[J]. Progress in Materials Science, 2000, 45(2): 103-189.
- [6] YAMASHITA A, HORITA Z, LANGDON T G. Improving the mechanical properties of magnesium and a magnesium alloy through severe plastic deformation[J]. Mater Sci Eng A, 2001, 300(1/2): 142-147.
- [7] 陈振华, 夏伟军, 程永奇, 傅定发. 镁合金织构与各向异性[J]. 中国有色金属学报, 2005, 15(1): 1-11.
CHEN Zhen-hua, XIA Wei-jun, CHENG Yong-qi, FU Ding-fa. Texture and anisotropy in magnesium alloys[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2005, 15(1): 1-11.
- [8] 靳 丽. 等通道角挤压变形镁合金微观组织与力学性能研究[D]. 上海: 上海交通大学材料科学与工程学院, 2006: 43-44.
JIN Li. Study on the microstructure and mechanical properties of magnesium alloy by equal channel angular extrusion[D]. Shanghai: School of Materials Science and Engineering, Shanghai Jiao Tong University, 2006: 43-44.
- [9] YOSHIDA Y, ARAI K, ITOH S, KAMADO S, KOJIMA Y. Realization of high strength and high ductility for AZ61 magnesium alloy by severe warm working[J]. Sci Tech Adv Mater, 2005, 6: 185-194.
- [10] VALIEV R Z. Paradoxes of severe plastic deformation[J]. Adv Eng Mater, 2003, 5(5): 296-300.
- [11] D A 波特, K E 伊斯特林. 金属和合金中的相变[M]. 李长海, 余永宁, 译. 北京: 冶金工业出版社, 1988.
PORTER D A, EASTERLING K E. The transformation in metals and alloys[M]. LI Chang-hai, YU Yong-ning, transl. Beijing: Metallurgical Industry Press, 1988.
- [12] FROST H J, ASHBY M F. Deformation mechanism maps[M]. Oxford: Pergamon Press, 1982.
- [13] ZHENG M Y, XU S W, QIAO X G, WU K, KAMADO S, KOJIMA Y. Compressive deformation of Mg-Zn-Y-Zr alloy processed by equal channel angular pressing[J]. Mater Sci Eng A, 2008, 483/484(15): 564-567.
- [14] AGNEW S R, HORTON J A, YOO M H. Transmission electron microscopy investigation of $\langle c+a \rangle$ dislocations in Mg and α -solid solution Mg-Li alloys[J]. Metallurgical and Materials Transactions, 2002, 33(3): 851-858.
- [15] 陈振华, 杨春华, 黄长清, 夏伟军, 严红革. 镁合金塑性变形中孪生的研究[J]. 材料导报, 2006, 20(8): 107-113.
CHEN Zhen-hua, YANG Chun-hua, HUANG Chang-qing, XIA Wei-jun, YAN Hong-ge. Investigation of the twinning in plastic deformation of magnesium alloy[J]. Materials Review, 2006,

- 20(8): 107–113.
- [16] 赵敏. SiC晶须增强镁基复合材料的热挤压及热循环行为[D]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学材料科学与工程学院, 2006: 74–75.
- ZHAO Min. A summary on the hot-extruded and thermal cycling behaviors of magnesium matrix composites on SiC whiskers[D]. Harbin: School of Materials Science and Engineering, Harbin Institute of Technology, 2006: 74–75.
- [17] 胡庚祥, 蔡珣. 材料科学基础[M]. 上海: 上海交通大学出版社, 2002.
- HU Geng-xiang, CAI Xun. Introduction to materials science[M]. Shanghai: Shanghai Jiao Tong University, 2002.
- [18] 束德林. 金属力学性能[M]. 北京: 机械工业出版社, 1995.
- SHU De-lin. Mechanical performance of metals[M]. Beijing: China Machine Press, 1995.
- [19] AGNEW S R, TOME C N, BROWN D W, HOLDEN T M, VOGEL S C. Study of slip mechanisms in a magnesium alloy by neutron diffraction and modeling[J]. Scripta Materialia, 2003, 48(8): 1003–1008.
- [20] KLEINER S, UGGOWITZER P J. Mechanical anisotropy of extruded Mg-6%Al-1%Zn alloy[J]. Mater Sci Eng A, 2004, 379(1/2): 258–263.
- [21] BOHLEN J, CHMELIK F, DOBRON P, LUKAC P, LETZIG D, KAINER K U. Orientation effects on acoustic emission during tensile deformation of hot rolled magnesium alloy AZ31[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2004, 378: 207–213.
- [22] GROSVENOR A, DAVIES C H J. Microstructural evolution during the hot deformation of magnesium alloy AZ31[J]. Mater Sci Forum, 2003, 426/432: 4567–4572.
- [23] BARNETT M R. Hot working microstructure map for magnesium AZ31[J]. Mater Sci Forum, 2003, 426/432: 515–520.
- [24] YANG X Y, MIURA H, SAKAI T. Grain refinement in magnesium alloy AZ31 during hot deformation[J]. Mater Sci Forum, 2004, 467/470: 531–536.
- [25] BARNETT M R. Recrystallization during and following hot working of magnesium alloy AZ31[J]. Mater Sci Forum, 2003, 419/422: 503–508.
- [26] KIM W J, HONG S I, KIM Y S. Texture evolution and its effects on the mechanical properties of AZ61 Mg alloy by equal channel angular extrusion[J]. Acta Materialia, 2003, 51: 3293–3307.
- [27] KIM W J, JEONG H G. Mechanical properties and texture evolution in ECAP processed AZ61 Mg alloys[J]. Mater Sci Forum, 2003, 419/422: 201–206.
- [28] 余琨, 黎文献, 王日初. 镁合金塑性变形机制[J]. 中国有色金属学报, 2005, 15(7): 1081–1086.
- YU-Kun, LI Wen-xian, WANG Ri-chu. Plastic strain mechanism of magnesium alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2005, 15(7): 1081–1086.

(编辑 杨华)