

文章编号: 1004-0609(2005)07-1081-06

镁合金塑性变形机制^①

余 琨, 黎文献, 王日初

(中南大学 材料科学与工程学院, 长沙 410083)

摘 要: 针对不同晶粒尺寸的镁合金 AZ31 及添加稀土 Ce 或 Nd 的 AZ31Ce/AZ31Nd 的轧制变形行为, 探讨了滑移、孪生和晶界滑动三种变形机制在镁合金塑性变形过程中的作用。结果表明: 多种变形机制共同作用可提高镁合金在热变形时的塑性变形能力; 合金热变形及再结晶退火后, 在平均晶粒尺寸为 50 μm 以上的大晶粒中, 变形机制以滑移和孪生为主, 位错运动和增殖会使位错在变形过程中互相缠结、钉扎以及受晶界的阻碍而终止运动; 孪生容易发生在不利于滑移的晶粒中促进塑性变形; 在 5~20 μm 的小晶粒中, 晶界滑动机制发挥了重要作用, 它可以协调大尺寸晶粒的变形而对提高镁合金变形能力起有益的补充作用。

关键词: 变形镁合金; 变形机制; 稀土

中图分类号: TG 146.2

文献标识码: A

Plastic deformation mechanism of magnesium alloys

YU Kun, LI Wenxian, WANG Rirchu

(School of Materials Science and Engineering, Central South University,
Changsha 410083, China)

Abstract: The slipping, twinning and grain boundary sliding deformation mechanism were studied based on the investigation of rolling behaviors of AZ31 alloy with Ce or Nd addition. The results show that all the three mechanisms have great effects on the deformation ability of magnesium alloys. In a large size grain (diameter larger than 50 μm), the dislocation sliding and twinning are the main deformation mechanisms. But in a small size grain (about 10~20 μm), grain boundary sliding is another important mechanism to improve the ductility of magnesium alloy. AZ31(Ce) and AZ31(Nd) alloys having such fine grains obtain a better plastic deformation than commercial AZ31 alloy.

Key words: wrought magnesium alloy; deformation mechanism; rare earth

变形镁合金具有优良的综合力学性能, 可以生产规格多样的板、棒、管、型材及锻件产品, 是未来空中运输及陆上运输的重要结构材料, 具有发展前途与潜力^[1~3]。多晶密排六方晶体结构的镁合金塑性变形最大障碍是滑移系太少, 宏观表现是塑性较差, 成为阻碍变形镁合金开发应用的主要原因^[4]。实验结果发现^[5~7], 镁合金晶粒经过细化后, 合金可获得大于 20% 的伸长率和良好的塑性加工性能, 这说明镁合金中多种塑性变形机制均发挥了重要的作用。对于镁合金塑性变形机制的研究尤其

是各种变形机理之间相互关系的研究报道很少。本文作者在实验基础上探讨了不同塑性变形机理在镁合金热变形过程中的作用规律, 有助于应用这些基本原理, 研究开发新型变形镁合金及新的加工工艺。

1 实验

实验合金采用变形镁合金中最常用的 Mg-Al

① 基金项目: 国家科技攻关计划资助项目(2004BA311A11-1)

收稿日期: 2004-11-12; 修订日期: 2005-04-01

作者简介: 余 琨(1974-), 男, 副教授, 博士。

通讯作者: 余 琨, 副教授; 电话: 0731-8830261; E-mail: kunyu2001@sina.com

Zn 系 AZ31 合金, 同时在该合金中添加微量 (0.8%) 稀土元素 (如 Nd、Ce) 获得 AZ31Ce/AZ31Nd 合金进行对比。实验合金板材先进行抛光后再变形, 来观察滑移在抛光后的金属表面留下的痕迹。所有实验合金采用轧制加工工艺, 轧制温度控制在 300 ℃, 变形量从 5% ~ 20% 不等, 采用 Polyvar-MET 金相显微镜、H-800 透射电镜和 JEOL 扫描电镜观察合金显微组织并探讨合金塑性变形发展情况。

2 镁合金塑性变形的滑移机制

多晶镁合金在外力作用下发生塑性变形时, 会沿滑移面发生滑移, 滑移的本质是位错的运动^[8, 9]。晶体开始滑移必须有一定大小的临界切应力。镁在不同滑移面上的临界切应力与温度有密切关系。在室温下, 产生基面 $\{000\bar{1}\}$ $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ 滑移的临界切应力要比棱柱滑移面的临界切应力低一个数量级, 因此只有基面滑移产生。在较高温度 (493 K) 下, 棱柱滑移面的临界切应力下降, 才产生 $\{000\bar{1}\}$ $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ 滑移^[10]。利用 SEM 观察 AZ31 和 AZ31Nd 合金的轧制压下变形面, 变形量为 10%, 可见有明

显的滑移。AZ31 合金中滑移造成的台阶平行且稀疏, 由于镁基体的滑移系少, 层错能低, 难以进行交滑移, 因此多产生单系滑移, 滑移线容易形成一组平行线, 为典型的基面滑移 (图 1)。AZ31Nd 合金中滑移线细密且均匀, TEM 照片显示此时显微组织中有大量位错产生 (图 2), 可见滑移是镁合金塑性变形的一种重要机制。

密排六方晶体结构的镁中位错运动速率对应力敏感, 在应力有稍许提高时, 位错运动的速率会大幅度增加, 同时, 在形变过程中位错密度也随应变增加而增殖。位错的运动和增殖会使位错在变形过程中很快互相缠结、钉扎以及受晶界的阻碍而终止运动。图 2 所示为位错在晶界附近塞积以及位错之间的缠结。由图 2(c) 可见在晶粒内部的位错密度较低而在晶界附近位错密度较高。如果镁合金的变形是在高温下进行, 当滑移受阻时, 位错可以通过交滑移运动, 所以在较高温度下镁晶体通过滑移进行塑性变形比较容易。

3 镁合金塑性变形的孪生机制

除滑移外, 镁合金塑性变形的另一种方式就是

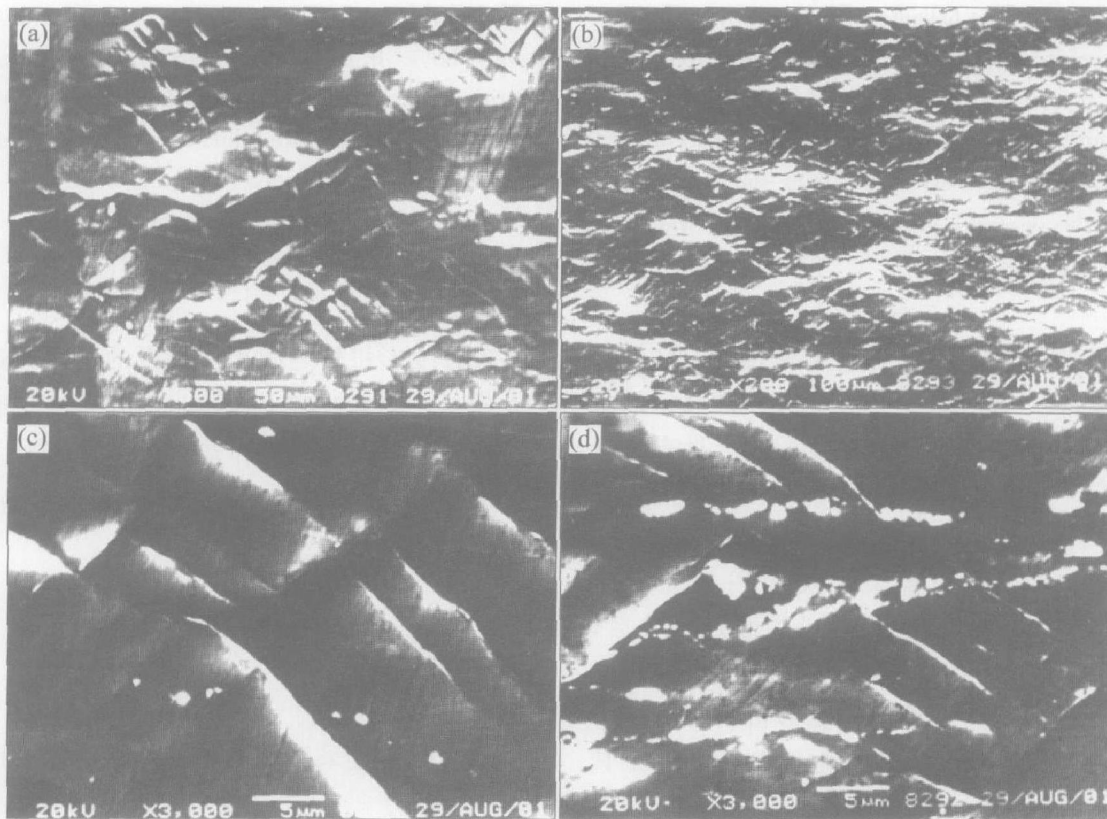


图 1 Mg-Al-Zn 合金试样抛光表面滑移形貌

Fig. 1 Morphologies of slid on surface of Mg-Al-Zn alloy specimens

(a) —AZ31 alloy; (b) —AZ31Nd alloy; (c) —AZ31 alloy; (d) —AZ31Nd alloy

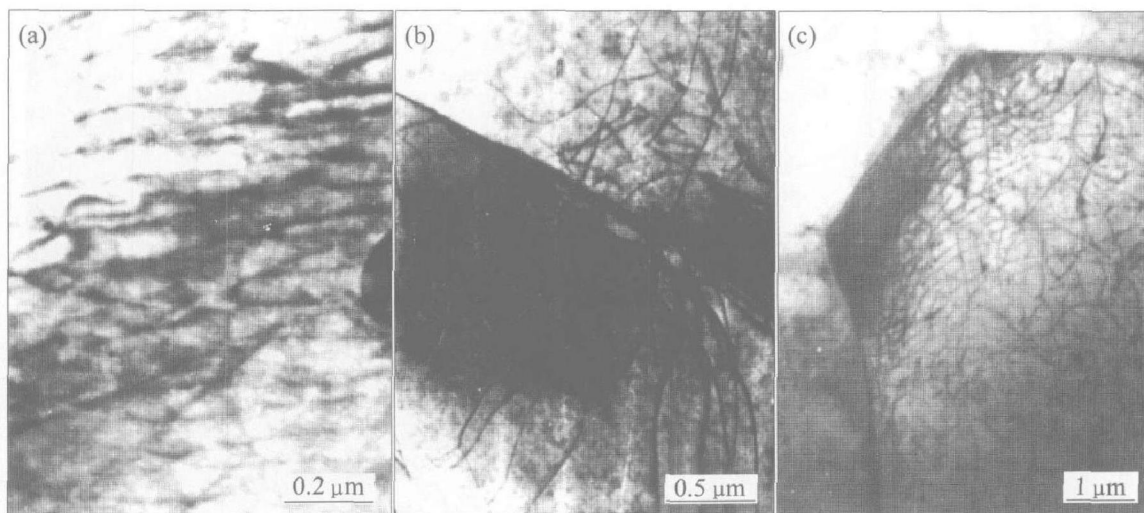


图 2 Mg-Al-Zn 合金经塑性变形后的位错组态

Fig. 2 Morphologies of dislocation in Mg-Al-Zn alloys

(a) —Dislocations in grain; (b) —Interaction of dislocations with grain boundary;
(c) —Block of dislocations around grain boundary

孪生^[11]。与滑移类似, 孪生的切变也是沿着特定的晶面和特定的晶体方向发生, 镁的孪生面为 $\{10\bar{1}2\}$, 孪生方向为 $\langle\bar{1}011\rangle$ 。

变形时孪生是否出现和晶体的对称性有密切关系。属于六方晶体结构的镁在室温下基面滑移的临界切应力虽然比孪生所需要的切应力低, 但由于其对称性较低, 滑移系统少, 在晶体取向不利于滑移时, 孪生就成为另一种重要的塑性变形方式。孪生所引起的晶体变形量并不大, 因此它对镁晶体形变的影响与滑移相比只占次要地位, 一般对总变形量的贡献不超过 10%。由于多晶体镁合金中晶体取向的随机性, 在变形初期晶粒往往需要进行不断的调整以有利于变形时滑移的发生, 因此在从铸态组织转变为变形组织这一变形初始阶段, 镁的基体中容易发生大量的孪生(图 3(a)), 随变形的进行, 在严重变形时孪生会更多, 孪晶的尺寸会减小, 孪晶也会相互碰撞(图 3(b)~ 3(d)), TEM 观察可见变形组织中大量的孪晶像。孪生变形对镁合金板材轧制是十分有利的, 通过孪生的协调作用有利于滑移进一步发展, 从而使镁合金具备一定的轧制变形能力。

4 镁合金塑性变形的晶界滑动机制

滑移和孪生是镁合金常见的塑性变形机制, 但常规镁合金的塑性并不好, 变形时非常容易断裂, 尤其在室温下变形能力很差。添加稀土的 AZ31RE 镁合金室温拉伸时延伸率获得大幅度的提高, 都超

过 20%, 这是相同变形条件下普通商用镁合金的 3~ 4 倍^[5, 6], 仅依靠滑移和孪生这两种变形方式是不足以提供镁合金充分的变形能力的。

AZ31RE 合金显微组织中发现存在有尺寸不同的两类晶粒(图 4)。一类晶粒的大小在普通变形镁合金晶粒尺寸范围内, 晶粒平均直径约 50~ 70 μm , 另一类是细小的等轴晶粒, 直径尺寸约 10~ 20 μm , 甚至有少量在 10 μm 以下。获得这类小尺寸晶粒, 与合金的变形程度、热变形温度以及后续退火过程再结晶规律有关^[5]。当合金中有均匀弥散分布的稀土相存在时, 由于稀土相的热稳定性高, 可以有效地阻止再结晶晶粒长大, 有利于获得细小的再结晶晶粒组织, 从而使 AZ31RE 合金获得比 AZ31 合金更细小的再结晶晶粒, 这些细小尺寸的晶粒可以使合金在变形时延伸率获得提高。

大尺寸晶粒塑性变形机制是镁合金中典型的滑移和孪生机制, 而在含有小尺寸晶粒镁合金中, 小晶粒通过晶粒间晶界的滑动协助大晶粒变形, 两种机制共同作用提高了合金的变形能力。图 5 所示为两种不同晶粒在拉伸变形时的变化情况。从图 4(a)中可见, 在大尺寸晶粒中, 通过滑移和孪生形成的变形带会最终集中在晶界附近, 表明大晶粒中滑移和孪生是变形的主要机制。而在小尺寸晶粒中(图 4(b)), 变形时, 左边大晶粒内部存在明显的变形带, 而右边小晶粒内部几乎见不到变形孪晶等变形组织, 小晶粒仍保持等轴晶形貌。说明在塑性变形时, 小晶粒晶界的滑动、移动和转动协调了变形,

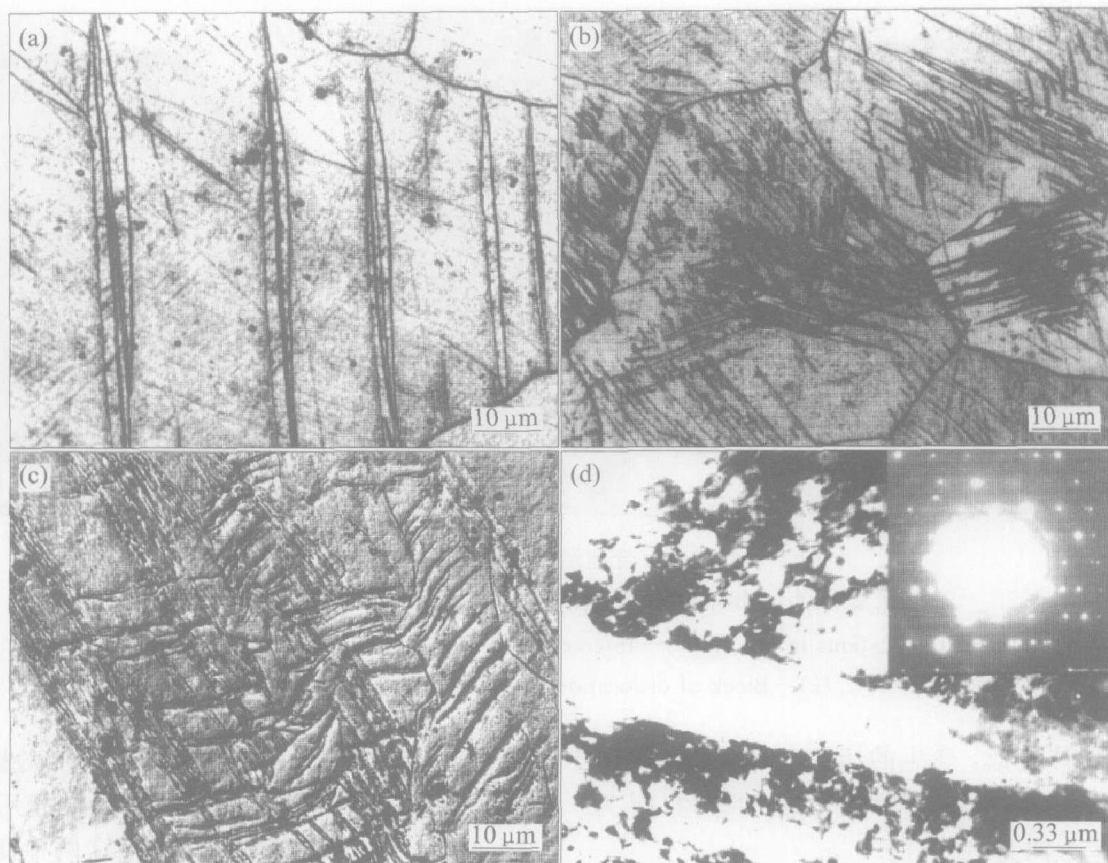


图 3 AZ31RE 合金塑性变形过程中的孪生

Fig. 3 Twins in plastic deformation of AZ31RE alloy

(a), (b) —Twins produced by slight deformation; (c) —Twins produced by great deformation;
(d) —TEM morphology of twins

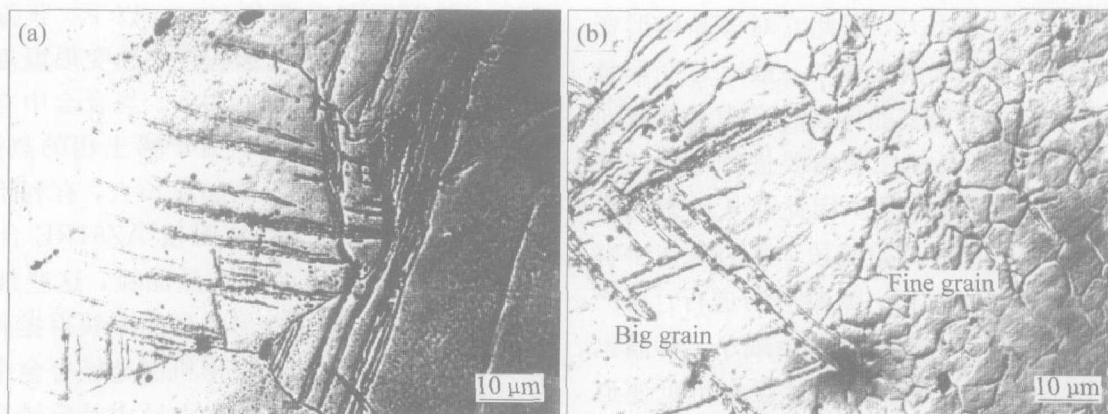


图 4 AZ31Ce 合金退火后试样拉伸变形的组织

Fig. 4 Tensile deformation microstructures of AZ31Ce alloy

(a) —Deformation of big grains; (b) —Deformation of fine grains

使变形可以顺利继续进行。由于晶粒细小,增加了可以滑动的晶界表面积,从而使变形容易,通过晶界滑动的变形机制发生塑性形变。

TEM 观察(图 2)表明在大晶粒内部也有大量位错产生并且在晶界集中。由前所述,这种塞积如果超过一定的限度就会发生应力集中而破断。说明材料的塑性变形产生作用。尤其是镁合金热加工过

如果仅存在大晶粒,塑性变形在位错作用下会发生,但到一定程度后塑性变形无法继续。但在细晶粒中,晶界的滑移在变形中起到有益的作用,TEM 观察晶界附近以及晶内的位错都很稀疏(图 5)。

在这种同时具备大晶粒和小晶粒组织的镁合金中,滑移、孪生和晶界滑动这几种变形机制都会对过程中,因为变形温度一般都超过合金的再结晶温

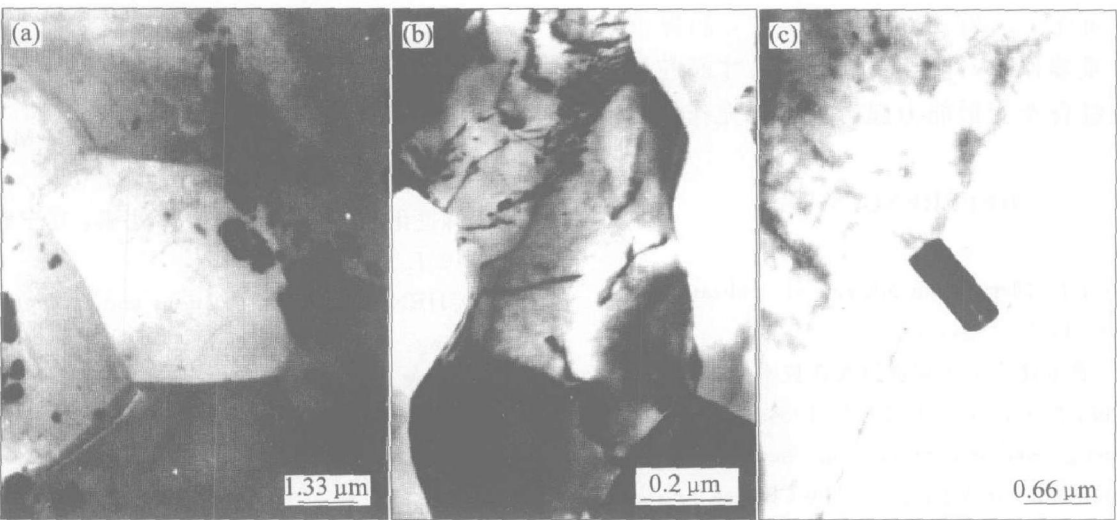


图 5 AZ31Ce 合金中小晶粒 TEM 像

Fig. 5 TEM morphologies of fine grain in AZ31Ce alloy

(a) —Fine grains in alloy; (b) —Dislocations in grain; (c) —Compound in grain

度, 因此在这种变形温度下产生大量动态再结晶的细小晶粒, 这些细小晶粒在稀土第二相的控制下不易长大, 因此小晶粒晶界滑移机制可以对材料的变形起有益作用(图 6(a))。镁合金热变形条件下动态再结晶与变形速率、变形程度、变形温度等条件之间的作用规律在文献[12]有详细研究, 这里利用 Ball 和 Hutchison 描述的晶粒旋转和滑移机制可以很好地解释这种情况的发生^[13~15]。如图 6 所示, 当一组晶粒沿最有利取向进行晶界滑动和转动时, 可一直进行到碰上一个不利取向的晶粒为止, 从而在该晶粒内形成位错塞积, 阻止晶界进一步的滑移。小尺寸晶粒之间的协调要比大尺寸晶粒容易, 因此晶界的滑移更加容易。小晶粒的晶界滑移、转动同时受其周围大尺寸晶粒的位置、形状和变形行为的影响。常规镁合金再结晶后晶粒尺寸一般在 50 μm 以上, 主要依靠滑移和孪生机制发生作用, 延伸率不高。加入稀土后可获得很细小的晶粒, 当大尺寸晶粒进行塑性变形过程中, 位错在晶界受阻时, 小晶粒可在中间起到协调作用, 使变形晶界处的应力集中获得释放, 提高合金塑性变形能力。

5 结论

多种变形机制共同作用可提高镁合金在热变形时的塑性变形能力。合金热变形及再结晶退火后, 在平均晶粒尺寸为 50 μm 以上的大晶粒中, 变形机制以滑移和孪生为主, 位错运动和增殖会使位错在变形过程中互相缠结、钉扎以及受晶界的阻碍而终

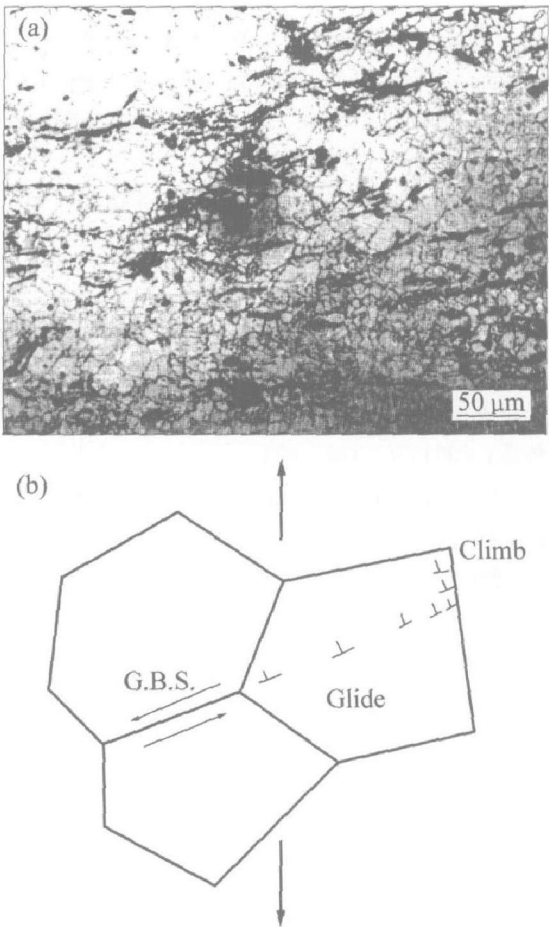


图 6 AZ31Ce 合金热轧后获得的小晶粒和小晶粒晶界滑动模型

Fig. 6 Fine grain in AZ31Ce alloy(a) and model of fine grain boundary slid(b)

止运动。孪生容易发生在不利于滑移的晶粒中促进塑性变形。而在 5~ 20 μm 的小晶粒中, 晶界滑动

机制发挥了重要作用, 它可以协调大尺寸晶粒的变形而对提高镁合金变形能力起有益的补充作用。

REFERENCES

- [1] Polmear I J. Magnesium alloys and applications[J]. Mater Sci Tech, 1994, 10: 1-16.
- [2] 吉泽升. 日本镁合金研究进展及新技术[J]. 中国有色金属学报, 2004, 14(12): 1977-1984.
JI Ze-sheng. Research process and new technology of magnesium alloy in Japan[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2004, 14(12): 1977-1984.
- [3] Polmear I J. Light Alloys: Metallurgy of Light Metals. 2nd[M]. London: Edward Arnold, 1989. 1-16.
- [4] 余 琨, 黎文献, 王日初, 等. 变形镁合金研究、进展及应用[J]. 中国有色金属学报, 2003, 13(2): 277-287.
YU Kun, LI Wen-xian, WANG Ri-chu, et al. Research, development and application of wrought magnesium alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2003, 13(2): 277-287.
- [5] 余 琨, 黎文献. 含稀土镁合金的研究与开发[J]. 特种铸造及有色合金, 2001(1): 41-43.
YU Kun, LI Wen-xian. The research and development of Mg-rare earth alloy[J]. Spec Casting Nonf Alloys, 2001(1): 41-43.
- [6] 张世军, 黎文献, 余 琨. 镁合金晶粒细化工艺[J]. 铸造, 2001, 7: 373-375.
ZHANG Shi-jun, LI Wen-xian, YU Kun. The grain refinement processes of magnesium alloys[J]. Foundry, 2001, 7: 373-375.
- [7] Kamado S, Ashie T, Yamada H, et al. Improvement of tensile properties of wrought magnesium alloys by grain refining[J]. Mater Sci Forum, 2000, 350-351: 65-72.
- [8] International A S M. Magnesium and Magnesium Alloy[M]. OH: Metal Park, 1999.
- [9] 陈进化. 位错与强化[M]. 沈阳: 辽宁教育出版社, 1991. 11-24.
CHEN Jin-hua. Dislocations and Strength[M]. Shenyang: Liaoning Education Press, 1991. 11-24.
- [10] 哈宽富. 金属力学性质[M]. 北京: 科学出版社, 1983. 234-245.
HA Kuang-fu. Mechanical Properties of Metals[M]. Beijing: Science Press, 1983. 234-245.
- [11] Brooks C R. Heat Treatment Structure and Properties of Nonferrous Alloys[M]. OH: Metals Park, 1982. 324-360.
- [12] YU Kun, LI Wen-xian. Plastic deformation behaviors of a Mg-Ce-Zn-Zr alloy[J]. Scripta Mater, 2003. 41: 1319-1323.
- [13] Burke J, Weiss W. 超细晶粒金属[M]. 北京: 国防工业出版社, 1982. 112-116.
Burke J, Weiss W. Ultra Fine Grain Metals[M]. Beijing: National Defense Industry Press, 1982. 112-116.
- [14] Cahn R W. Microstructures and Properties of Nonferrous Alloys[M]. Beijing: Science Press, 1999. 460.
- [15] Mewmbela A, Konopleva E, Mcqueen H J. Microstructural development in Mg alloy AZ31 during hot working[J]. Scripta Mater, 1997, 37(11): 1789-1795.

(编辑 陈爱华)