

高应变速率下 AZ31B 镁合金的压缩变形组织

毛萍莉, 刘 正, 王长义, 金 鑫, 王 峰, 郭全英, 孙 晶

(沈阳工业大学 材料科学与工程学院, 沈阳 110178)

摘要: 采用分离式 Hopkinson 杆在应变速率为 $496\sim2120\text{ s}^{-1}$ 范围对挤压态 AZ31B 镁合金进行了高速冲击压缩实验, 并采用金相显微镜对压缩后镁合金的组织演变规律进行研究。结果表明: 在不同应变速率下变形时, 挤压态 AZ31 镁合金的应力—应变曲线几乎重合, 说明 AZ31B 镁合金的应力对应变速率不敏感; 但其显微组织变化对应变速率非常敏感, 当变形速率较低时, 其组织几乎全部由孪晶组成; 当应变速率增加时, 孪晶数量减少; 在应变速率相对较低时(496 s^{-1}), 镁合金变形主要以孪生方式进行; 当应变速率较高时(2120 s^{-1}), 除孪晶变形之外, 柱面滑移和锥面滑移也可能启动以协调变形。

关键词: 镁合金; 高应变速率; 变形组织; 变形机制; 孪生

中图分类号: TG 146.2 文献标识码: A

Deformation microstructure of AZ31B magnesium alloy under high strain rate compression

MAO Ping-li, LIU Zheng, WANG Chang-yi, JING Xin, WANG Feng, GUO Quan-ying, SUN Jing

(School of Materials Science and Engineering, Shenyang University of Technology, Shenyang 110178, China)

Abstract: In order to investigate the microstructure evolution under high strain rate deformation, extruded AZ31B magnesium alloy was impacted by split Hopkinson compression bars at the strain rates of $496\sim2120\text{ s}^{-1}$. The microstructures of the specimens were observed by optical microscopy. The results show that the stress—strain curves of AZ31B magnesium alloy are almost overlap under different strain rates, implying that the stress of AZ31B magnesium is not sensitive to the strain rate. The deformation microstructure analysis demonstrates that the microstructure is sensitive to the strain rate. When the strain rate is relatively low, the microstructure is dominated by intense twinning. With increasing strain rate, the volume fraction of twinning decreases. The microstructure analysis demonstrate that at relatively low strain rate, the deformation mechanism of AZ31B magnesium alloy under impact load is twinning, while the strain rate increases to 2120 s^{-1} , the prismatic slip and pyramidal slip may be active to accommodate with the deformation except twinning.

Key words: AZ31B magnesium alloy; high strain rate; deformation microstructure; deformation mechanism; twinning

材料在高应变速率下变形时其性能会发生一系列变化, 在变形过程中也必然引起微观结构的相应变化, 主要特征是形成“绝热剪切带”^[1-2]。关于钢铁材料、铝合金和钛合金等在高应变速率下的变形组织研究已有了充分报道^[3-5]。由于钢铁材料和钛合金的强度高、

导热率低, 是高绝热剪切的敏感材料, 在高应变速率下变形时常常会形成具有“白亮”特征的绝热剪切带。镁合金的强度较低, 导热率较高, 参照对其他材料的研究规律可知, 在高应变速率下, 镁合金不易发生绝热剪切变形局域化过程, 但在冲击压缩(应变速率

为 2964 s^{-1} 和冲击拉伸(应变速率为 1537 s^{-1})过程中, 吴秀玲和谭成文^[6]均观察到了 AZ31 镁合金中的变形局域化现象; 但在冲击压缩(应变速率为 1750 s^{-1})和子弹侵彻(子弹速度 820 m/s)实验中, 刘长海^[7]未发现 AZ31 镁合金中的变形局域化现象, 这说明镁合金中绝热剪切带或变形局域化的形成比较随机。由于镁合金中密排六方结构的非对称性, 使其在变形时由于受力方向与 c 轴的相对位置的不同, 变形机制也不同, 从而变形组织也有很大的差别^[8]。本文作者采用 SHPB 研究了 AZ31B 挤压态镁合金在高应变速率压缩后的变形组织, 试图了解镁合金在高应变速率下的组织形成规律。

1 实验

实验用 AZ31B 镁合金的成分如表 1 所列。将合金(美国 Timminco, Denver, Colorado 生产)进行热挤压, 其挤压工艺如下: 挤压温度 $360\text{--}382^\circ\text{C}$, 挤压比大约 6, 挤压之后进行空冷。压缩试样切割时轴线平行于挤压方向, 采用线切割的方法切成 $d 10 \text{ mm} \times 6 \text{ mm}$ 的圆柱形。

采用分离式 Hopkinson 压杆进行高应变速率压缩实验, 应变速率分别为 496 、 964 和 2120 s^{-1} 。将实验后的试样沿轴线切开, 经过研磨, 抛光和腐蚀后在光学显微镜下观察组织变化情况。对于表面有裂纹的试样同时进行横截面组织观察。

表 1 挤压态 AZ31B 合金的化学成分

Table 1 Chemical compositions of extruded AZ31B alloy (mass fraction, %)

Al	Mn	Zn	Fe	Ni	Cu
3.1	0.54	1.05	0.003 5	0.000 7	0.000 8

2 实验结果

挤压态 AZ31B 镁合金的压缩真应力—应变曲线如图 1 所示。从图 1 可以看出, 虽然应变速率从 500 s^{-1} 变化到约 2000 s^{-1} , 几乎增加了 4 倍, 但 AZ31B 镁合金的真应力—应变曲线几乎重合, 说明在此应变速率期间, AZ31B 镁合金性能对应变速率是不敏感的。然而, 其显微组织对应变速率非常敏感, 随着应变速率的增加, 显微组织中的孪晶数量明显减少, 这与 FATEMI-VARZANEH 等^[9]在 AZ31 镁合金准静态压缩过程中观察到的现象是一致的。

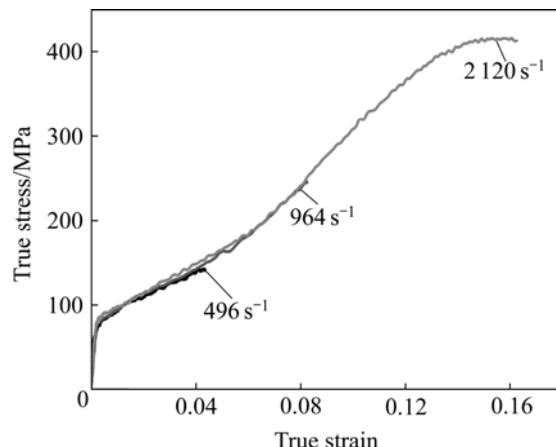


图 1 挤压态 AZ31B 镁合金压缩应力—应变曲线

Fig.1 Compression stress—strain curves of extruded AZ31B alloy

挤压态 AZ31B 的原始组织如图 2(a)所示, 经过不同应变速率变形后的组织如图 2(b)~(d)所示。从图 2(a)可以看出, AZ31B 原始挤压组织不太均匀, 晶粒大小差别较大, 晶粒的平均尺寸为 $32 \mu\text{m}$, 在挤压态 AZ31B 的原始组织中还可观察到有部分孪晶的存在。从图 2(b)可以看出, 当应变速率为 496 s^{-1} 时, 变形组织中产生大量孪晶, 几乎每个晶粒中都有孪晶存在。在绝大多数晶粒中孪晶在同一晶粒中基本上是平行的, 在少数晶粒中发现有孪晶相交截的现象。

当应变速率增加到 964 s^{-1} 时, 组织中虽然仍有很多孪晶, 但数量要比应变速率为 496 s^{-1} 时少很多(见图 2(c))。应变速率增加到 2120 s^{-1} 时, 孪晶数量进一步减少, 只有在少部分晶粒中有孪晶存在(见图 2(d))。图 3 所示为应变速率为 2120 s^{-1} 时的横截面组织。由图 3 可看出, 由于变形速率较大, 所以在变形过程中试样表面产生了裂纹。孪晶含量很少, 且这些孪晶大多集中在裂纹附近。

3 分析与讨论

镁晶体的塑性变形主要有两种方式, 即滑移和孪生。塑性变形过程中以何种方式进行, 常取决于外力与晶体的取向。

镁单晶体发生滑移的前提条件是其分切应力达到相应滑移系启动的临界值。由于镁晶体密排六方结构的特点, 在常温下变形时通常有 3 种滑移系, 即基面滑移系 $\{0002\} < 1\bar{1}\bar{2}0 >$, 柱面滑移系 $\{10\bar{1}0\} < 1\bar{1}\bar{2}0 >$ 、 $\{1\bar{1}\bar{2}0\} < 1\bar{1}\bar{2}0 >$, 锥面滑移系 $\{10\bar{1}2\} < 1\bar{1}\bar{2}0 >$ 、 $\{1\bar{1}20\} < 1\bar{1}\bar{2}0 >$ 或 $\{11\bar{2}2\} < 11\bar{2}3 >$ 。基面滑移系只有在

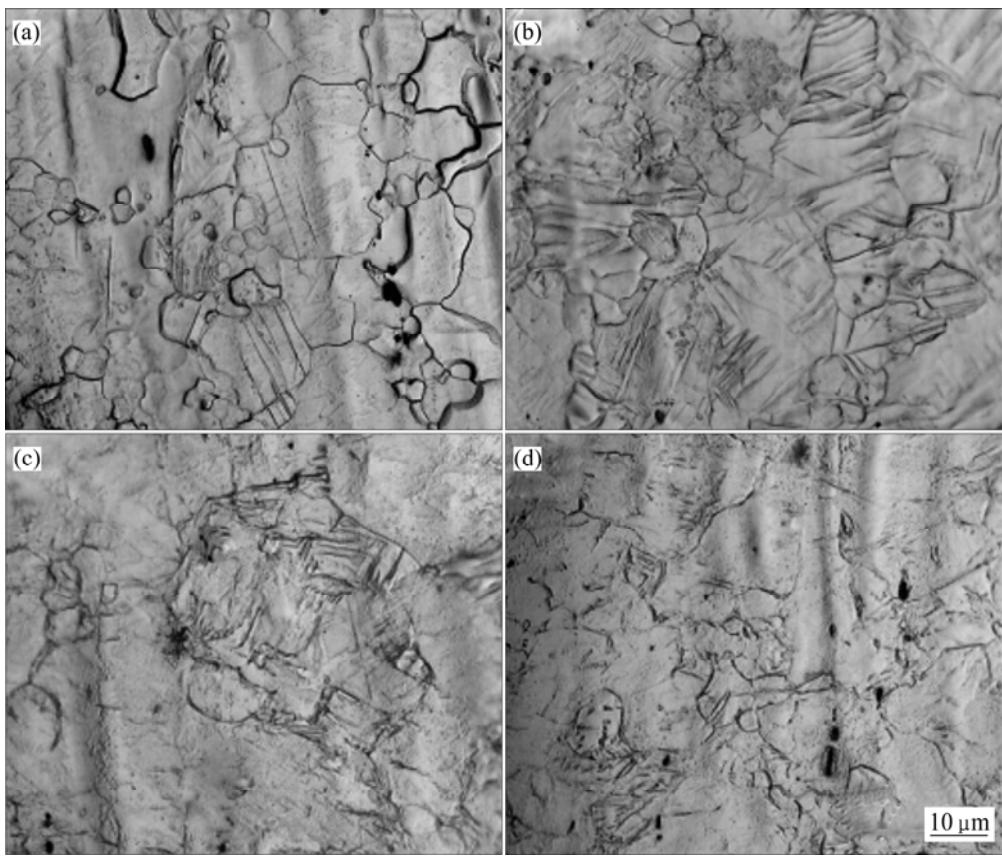


图2 不同应变速率下 AZ31B 合金的变形组织

Fig.2 Deformation microstructures of AZ31B alloy at different strain rates: (a) Microstructure of AZ31B extruded; (b) 496 s^{-1} ; (c) 964 s^{-1} ; (d) 2120 s^{-1}

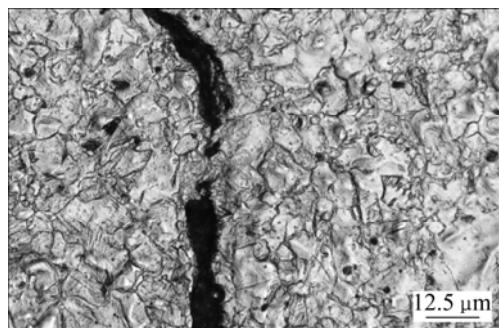


图3 应变速率为 2120 s^{-1} 时横截面的变形组织

Fig.3 Deformation microstructure of cross section at strain rate of 2120 s^{-1}

基面处于有利位向时才能启动,柱面滑移系在室温下的临界分切应力为42 MPa,远大于基面滑移系,因此在一般情况下不易启动,但在温度升高或晶粒细化条件下,柱面滑移能被激活。而锥面滑移系由于其柏氏矢量较大($c+a$),晶面间距较小,启动时需要克服较大的力,因此,在变型中不易被激活,但当温度升高或晶粒粗化时,锥面滑移可以被激活^[10]。

镁合金在热挤压过程中,基面无序排列的晶粒将逐渐转动到基面平行于挤压方向,导致形成很强的基面织构^[11]。图4所示为挤压态AZ31B镁合金的极图及反极图。由图4可知,试样在压缩时,其各个晶粒的c轴垂直于压缩方向,具有这种织构的试样在承受压缩变形时使c轴处于拉伸状态,而基面处于滑移的硬取向,因此在压缩时基面滑移不能启动,而拉伸孪晶系 $\{10\bar{1}2\} <10\bar{1}0>$ 处于有利的开动位置^[12],此时的压缩变形以孪生的方式进行,图2(a)中所示组织是这种分析结果的有力证据。

由图1还可以看出,当应变速率为 496 s^{-1} 时,合金的应变量只有0.044。而从图2(b)可以看出,所有的晶粒中都已形成孪晶,说明孪晶形成速度非常快。试样在压缩时晶粒在c轴方向受的是拉应力,因此,形成的绝大部分孪晶为拉伸孪晶,即为图2(b)中所示的在晶粒中相互平行的孪晶,当组织中形成的拉伸孪晶达到饱和状态时,就会在拉伸孪晶的基础上产生压缩孪晶和双孪晶或二次拉伸孪晶,也即为在图2(b)中看到的相交截的孪晶^[13-14]。

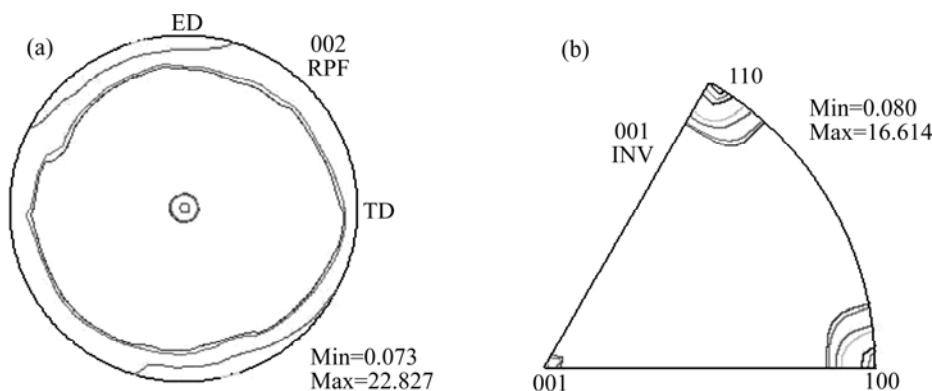


图 4 挤压态 AZ31B 的极图及反极图

Fig.4 Pole figure(a) and inverse pole figure(b) of AZ31B extrusion

从图 2(b)~(d)中可以看出, 随着应变速率的增加, 孪晶数量逐渐减少, 当应变速率为 960 s^{-1} 时, 可在大约 50% 的晶粒中观察到孪晶存在; 但当应变速率增加到 2120 s^{-1} 时, 只有大约 20% 的晶粒中存在孪晶。依照前述变形机制, 可推断在这种变形条件下, 变形已从孪生为主转变为以滑移为主。根据 ROBERT 等^[8]的研究结果, 当试样在压缩前具有基面平行于压缩方向的组织时, 在压缩变形后其组织转动了 86° , 造成基面滑移继续处于硬取向, 也就是说在整个压缩过程中基面一直处于不利于滑移的方向, 试样在压缩变形时不能进行基面滑移, 因此, 当应变速率增加时所发生的滑移不太可能是基面滑移。而锥面滑移在 $200\text{ }^\circ\text{C}$ 时还没有开动的迹象^[8], 因此, 当应变速率较高时, AZ31B 镁合金的变形只能是柱面滑移。

随着应变速率的增加, 由孪生转变为滑移为主的变形机制的原因可归纳成以下 3 个方面。

1) 由于形成压缩孪晶($\{10\bar{1}1\}$)和双孪晶($\{10\bar{1}1\}$ — $\{10\bar{1}2\}$)时会使晶粒分别转动 56° 和 38° , 可使基面转动到有利于滑移的位向, 因此, 在压缩过程中一旦形成压缩孪晶和双孪晶, 就有可能启动这些晶粒的基面滑移, 但由于形成压缩孪晶和双孪晶的数量较少, 所以由于这种原因引起的滑移不是主要因素。

2) 在高速应变条件下, 通常绝大部分的塑性变形功用于产生热量使变形材料绝热温升, 只有一少部分的塑性变形功用于增加材料的内能(位错增殖)。通常材料的绝热温升可用下式进行计算:

$$\rho c_p dT = \eta \sigma d\varepsilon \quad (1)$$

式中 ρ 为材料的密度; c_p 为材料的定压比热容; η 为功-热转换系数, 通常取 $\eta=0.9$ 。在本实验条件下, 对于 AZ31B 镁合金, 取 $\rho=1.77\times10^3\text{ kg/m}^3$, $c_p=1.023$

$\text{J/(kg}\cdot\text{K)}$ 。利用式(1)对应力在塑性变形范围对应变进行积分即可求得 AZ31 镁合金的绝热温升随应变变化曲线。根据压缩实验所测得的应力—应变曲线, 计算得到应变速率为 2120 s^{-1} 的温升曲线如图 5 所示。从图 5 中可以看出, 虽然计算的最高温升只有 $52\text{ }^\circ\text{C}$, 结合变形组织分析可知柱面滑移在此温度条件下已经启动。

3) 密集的孪晶在晶粒可以扮演晶界的角色, 当材料发生孪晶变形后相当于减小了晶粒尺寸, 这使得 AZ31 镁合金的变形机制由孪生转变为以滑移为主^[15]。

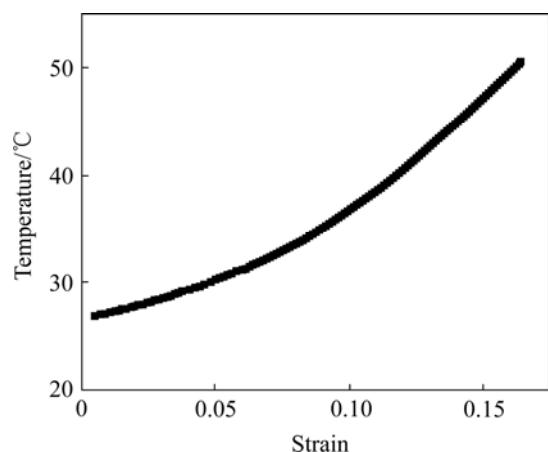
图 5 应变速率为 2120 s^{-1} 时计算的绝热温升与应变量的关系

Fig.5 Relationship between adiabatic temperature increase and strain at strain rate of 2120 s^{-1}

4 结论

1) 在 $496\sim2120\text{ s}^{-1}$ 的高速冲击应变速率期间,

AZ31B 镁合金的应力对应变速率不敏感, 但其显微组织变化对应变速率非常敏感, 随着应变速率的增加, 显微组织中的孪晶数量由多变少。

2) AZ31B 镁合金沿着挤压方向压缩变形时, 在应变速率相对较低时(496 s^{-1}), 变形主要以孪生的方式进行; 在应变速率相对较高时, 则以滑移和孪生两种方式进行, 应变速率越高, 滑移占的比例越大。其原因在于镁合金晶体结构、变形织构、变形热等内外因素的综合作用。

致谢:

本实验由国家重点基础研究发展计划(2007CB613705)及国际科技合作计划(2007CB613705)提供经费资助, 在此表示感谢。

REFERENCES

- [1] OWOLABI G M, ODESHI A G, SINGH M N K, BASSIM M N. Dynamic shear band formation in aluminum 6061-T6 and aluminum 6061-T6/Al₂O₃ composites[J]. Mater Sci Eng A, 2007, 457(1/2): 114–119.
- [2] BATRA R C, LOVE B M. Consideration of microstructural effects in the analysis of adiabatic shear bands in a tungsten heavy alloy[J]. International Journal of Plasticity, 2006, 22(10): 1858–1878.
- [3] NESTERENKO V F, MEYERS M A, LASALVIA J C, BONDAR M P. Shear localization and recrystallization in high-strain, high-strain-rate deformation of tantalum[J]. Mater Sci Eng A, 1997, 229(1/2): 23–41.
- [4] XU Y B, ZHONG W L, CHEN Y J, LIU Q, BAI Y L, MEYERS M A. Shear localization and recrystallization in dynamic deformation of 8090 Al-Li alloy[J]. Mater Sci Eng A, 2001, 299: 287–295.
- [5] MGBOKWERE C O, NUTT S R, DUFFY J. Shear band formation in 4340 steel: A TEM study[J]. Mechanics of Materials, 1994, 17(1/2): 97–110.
- [6] 吴秀玲, 谭成文. 冲击载荷作用下 AZ31 镁合金中的变形局域化[J]. 稀有金属材料与工程, 2008, 37(6): 1111–1113.
- [7] WU Xiu-ling, TAN Cheng-wen. Deformation localization of AZ31 magnesium alloy under high strain rate loading[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2008, 37(6): 1111–1113.
- [8] 刘长海. AZ31 合金的动态力学性能研究[D]. 锦州: 辽宁工程技术大学, 2003: 42–43.
- [9] LIU Chang-hai. Study on dynamic mechanical properties of AZ31 alloy[D]. Jinzhou: Liaoning Technical University, 2003: 42–43.
- [10] ROBERT G, MATTHIAS M F, GÜNTER G. Texture effects on plastic deformation of magnesium[J]. Mater Sci Eng A, 2005, 395: 338–349.
- [11] FATEMI-VARZANEH S M, ZAREI-HANZAK A, HAGHSHENAS M. A study on the effect of thermo-mechanical parameters on the deformation behavior of Mg-3Al-1Zn[J]. Mater Sci Eng A, 2008, 497(1/2): 438–444.
- [12] BARNETT M R. Twinning and the ductility of magnesium alloys (Part II): “Contraction” twins[J]. Mater Sci Eng A, 2007, 464: 8–16.
- [13] 刘正, 张奎, 曾小勤. 镁基轻质合金理论基础及其应用[M]. 北京: 机械工业出版社, 2002: 32–33.
- [14] LIU Zheng, ZHANG Kui, ZENG Xiao-qin. The basic theory and application of magnesium based light alloy[M]. Beijing: China Machine Press, 2002: 32–33.
- [15] BARNETT M R. Twinning and the ductility of magnesium alloys (Part I): “Tension” twins[J]. Mater Sci Eng A, 2007, 464: 1–7.
- [16] JIANG L, JONAS J J, MISHRA R K, LUO A, SACHDEV A K, GODET S. Twinning and texture development in two Mg alloys subjected to loading along three different strain paths[J]. Acta Materialia, 2007, 55: 3899–3910.
- [17] JIANG L, JONAS J J, MISHRA R K, LUO A, SACHDEV A K, GODET S. Influence of {10-12} extension twinning on the flow behavior of AZ31 Mg alloy[J]. Mater Sci Eng A, 2007, 445/446: 302–309.
- [18] BARNETT M R, KESHAVARZ Z, BEER A G, ATWELL D. Influence of grain size on the compressive deformation of wrought Mg-3Al-1Zn[J]. Acta Materialia, 2004, 52: 5093–5103.

(编辑 龙怀中)