

加工参数对铸态 AZ31B 镁合金热变形行为及组织演变的影响

朱艳春, 马立峰, 黄志权, 秦建平, 王建梅

(太原科技大学, 山西 太原 030024)

摘要: 借助热压缩实验研究了变形温度、应变速率和变形量对铸态 AZ31B 镁合金热变形行为及组织演变的影响规律。结果表明: (1) 峰值应力随着应变速率的降低和温度的升高而减小, 主要的形核机制为晶界弓出形核、亚晶旋转形核、孪生诱发形核, 以及连续再结晶; (2) 低于 400 °C 变形时, 温度的升高有利于再结晶的发生及晶粒细化; 高于 400 °C 时, 晶粒尺寸开始迅速增大; (3) 在小于等于 400 °C 变形时, 低速率 0.1 s⁻¹ 更有利于再结晶晶粒细化; 当变形温度高于 400 °C 时, 中速率 1 s⁻¹ 更有利于再结晶晶粒细化; (4) 高温低速率变形时, 变形量主要影响晶粒尺寸, 而高温高速率变形时, 变形量主要影响动态再结晶程度。

关键词: 铸态 AZ31B 镁合金; 变形参数; 流变行为; 组织演变

中图分类号: TG146.22

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2019)01-0263-06

镁合金作为最轻的金属结构材料, 具有良好的比强度、比刚度、导电性, 优良的导热性和阻尼减震性、绝佳的电磁屏蔽性能, 易切削、易回收利用, 被誉为“21 世纪绿色工程结构材料”和“21 世纪绿色环保材料”, 在航空航天、国防军工、电子、交通等领域具有广阔的应用前景^[1-3]。镁具有密排六方晶体结构, 室温加工性较差, 铝是镁合金中应用最为广泛的合金元素之一, 铝的加入可以明显改善合金的强度和硬度, 并能够拓宽合金的凝固区间, 使合金更加容易铸造; 锌是镁合金中除铝之外最为有效和常见的合金元素, 一般通过与铝元素协同添加的方式, 提高合金的室温强度^[3]。而 AZ31 是典型的 Mg-Al-Zn 系镁合金, 作为结构材料被广泛应用于汽车、航空航天和国防等领域^[4-6]。近年来, 结构镁合金的应用成为专家们关注的热点, 相应的关于结构镁合金的研究也越来越多。F. Berge 等^[7]研究了变形温度及应变速率对两辊铸轧、轧制和热处理后的 AZ31 镁合金流动应力行为的影响。E. Karimi 等^[8]分析了变形 AZ31 镁合金的瞬时应变速率敏感性。H. Y. Wu 等^[9]利用拉伸实验探讨了各向异性、应变速率和温度对轧制态 AZ31B-H24 镁合金板材微观结构变化的影响。K. S. Fong 等^[10]研究了多道次轧制和退火后的 AZ31 镁合金拉伸流变行为。赵等^[11]利用称重实验和 OCP 测试研究了钎基转化膜的成膜过程, 证实了钎基转化膜及随后的热处理可以有效降低 AZ31

镁合金在 NaCl 溶液中的腐蚀速率。胡耀波等^[12]通过模铸法制备了 Mg-10Gd-6Y-1.6Zn-XMn 系列镁合金, 并研究了挤压比及 Mn 含量对其显微组织及室温力学性能的影响。丁云鹏等^[13]利用内镶测温偶原位测量法测定了不同轧制工艺条件下 AZ31B 镁合金的温度变化, 进而研究了 AZ31B 镁合金轧制过程中的温升效应。然而, 关于铸态组织的结构镁合金对变形参数的动态响应鲜见报道。因此, 研究铸态镁合金变形过程中加工参数对组织演变的影响规律尤为重要。

本实验以铸态 AZ31B 镁合金为研究对象, 借助热模拟实验, 研究变形参数对铸态 AZ31B 镁合金热压缩流变行为和组织演变规律的影响, 这对通过工艺优化组织, 进而改进结构镁合金的性能具有重要的理论意义和工程价值。

1 实验

镁合金原材料是郑州轻金属研究院提供的 $\phi 92$ mm AZ31B 镁合金铸棒, 其原始组织如图 1 所示, 可以看出原始组织晶粒粗大, 晶粒尺寸介于 50~350 μm 之间, 晶粒边界有细小的新晶粒析出。采用 ICP 等离子光谱仪测得其化学成分为 (质量分数, %): Al 3.1, Zn 1.05, Mn 0.3, Fe 0.004, Si 0.006, Cu 0.003, Ni 0.0008, Mg 余量。

为了研究变形参数对铸态 AZ31B 镁合金热变形行为及组织演变规律的影响, 在 Gleeble-1500D 型热模拟

收稿日期: 2018-01-09

基金项目: 国家自然科学基金 (51501122, 51604181); 晋城市科技计划 (201501004-8); NSFC-山西煤基低碳联合基金 (U1510131); 山西省重点研发计划 (201603D121010); 山西省“青年三晋学者”计划; 山西省青年科技研究基金项目 (201601D021095)

作者简介: 朱艳春, 女, 1982 年生, 博士, 太原科技大学太原重型机械装备协同创新中心, 山西 太原 030024, E-mail: lzlzyc@163.com

机上进行了热压缩试验。压缩试样为 $\Phi 10\text{ mm}\times 15\text{ mm}$ 的圆柱体,实验温度为350, 375, 400, 425, 450, 475, 500 $^{\circ}\text{C}$,应变速率为0.1, 1, 10 s^{-1} ,压下量为30%, 45%, 60%, 试样升温速率为 $10\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{s}$,到温后保温3 min,随后压缩至指定的变形量,变形后空冷。

2 结果与分析

2.1 变形参数对流变应力的影响

实验过程中, Gleeble配有自动数据采集系统,对实验数据处理后得到真应力-应变曲线,图2为375和475 $^{\circ}\text{C}$ 变形时不同应变速率下的铸态AZ31B镁合金热压缩流变曲线。一般来说,峰值应变前,加工硬化占主导,峰值应变后,组织软化占主导。从图2可以看出,随着应变速率的升高和变形温度的降低,峰值应变增大,说明高速率和低温不利于组织软化,即不利于动态回复和再结晶的发生。因此,对于铸态AZ31B镁合金而言,高速率低温变形时,足够的变形量是实现组织均匀细化的保证。F. Feng等^[14]利用拉伸实验研究AZ31B镁合金的流变行为时,也指出应变对铸态组织的流变行为具有重要影响。

为了进一步研究变形参数对流变应力的影响,对不同变形条件下的峰值应力进行了提取,如图3所示。从图3看出,峰值应力随着应变速率的降低和温度的升高而减小。在应变速率为 10 s^{-1} 时,峰值应力随温度的升高始终呈快速下降趋势;应变速率为 1 s^{-1} 低于400 $^{\circ}\text{C}$ 变形时,峰值应力呈弧线下降,高于400 $^{\circ}\text{C}$ 变形时,峰值应力呈直线下降;应变速率为 0.1 s^{-1} 低于425 $^{\circ}\text{C}$ 变形时,峰值应力呈弧线下降,高于425 $^{\circ}\text{C}$ 变形时,峰值应力呈直线下降。这些说明高温变形可以缓解高速率变形引起的加工硬化影响。但是否温度越高对组织演变越有利还有待验证,下面将对其进一步分析。

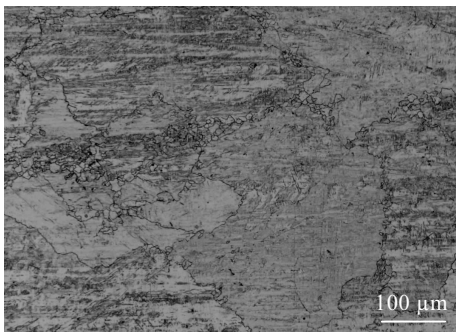


图1 AZ31B 镁合金铸态原始组织

Fig.1 Initial microstructure of as-cast AZ31B magnesium alloy in the as-received condition

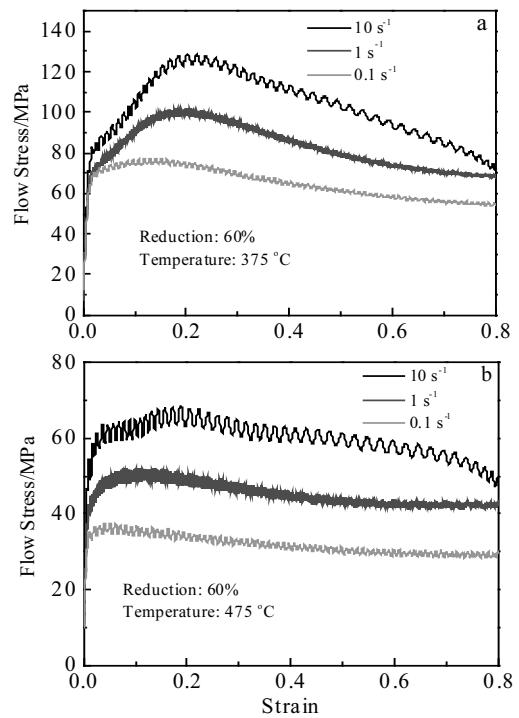


图2 铸态 AZ31B 镁合金不同温度下热压缩流变曲线

Fig.2 Typical flow stress-strain curves for the as-cast AZ31B magnesium alloy deformed at different temperatures: (a) 375 $^{\circ}\text{C}$ and (b) 475 $^{\circ}\text{C}$

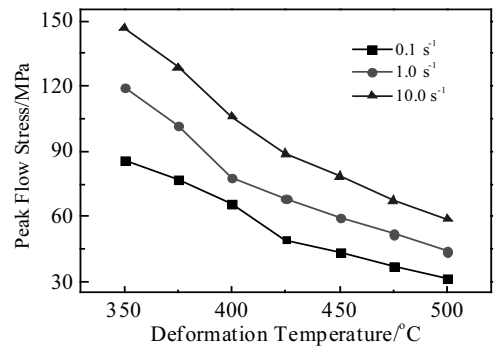


图3 铸态 AZ31B 镁合金不同变形条件下的峰值应力

Fig.3 Peak flow stress in the hot compression of as-cast AZ31B magnesium alloy at different strain rates

2.2 变形参数对组织演变的影响

对镁合金而言,由于层错能较低,在热变形过程中很快发生了动态再结晶,而动态回复的程度较弱。目前,提出的镁合金动态再结晶机制主要为晶界弓出形核、亚晶旋转形核、孪生诱发形核以及连续动态再结晶等。镁合金在热变形过程中动态再结晶具体采取何种机制,是由变形温度和应变速率决定的,其根本原因是动态再结晶形核受到变形机制的控制,而变形

机制又由变形温度、应变速率以及原始变形组织直接决定^[15]。下面将详细研究变形温度、应变速率及变形量对铸态 AZ31B 镁合金组织演变的影响规律。

2.2.1 变形温度的影响

图4为60%, 0.1 s⁻¹变形时, 不同变形温度下的组织演变情况。变形温度越高, 晶粒越均匀, 在350和400 °C变形时, 新生晶粒较细小, 原始晶粒并未完全破碎, 从图4a和4b仍可以看见大块的原始晶粒, 尤其是350 °C变形时, 形成“项链状”再结晶组织, 呈现不完全再结晶。这是由于变形温度较低时, 位错难以通过运动实现重组, 从而抑制动态再结晶的发生。当温度为450和500 °C变形时(图4c和4d), 原始晶粒完全破碎, 晶粒细小均匀, 实现了完全再结晶。同时, 对铸态AZ31B热压缩组织的形核机制进行了研究, 如图5所示。从图5可以观察到传统形核机制, 如晶界弓出形核、亚晶旋转形核、孪生诱发形核以及大量的连续再结晶。F. Berge等^[7]在研究经过铸轧-轧制-热处理工序得到的AZ31镁合金板材的流动应力行为时, 发现在498 K以上热拉时, 也观察到了完全再结晶, 并证实了动态再结晶机制主要为连续动态再结晶。

此外, 从图4c和4d明显看出, 随着变形温度的升高, 新生晶粒出现了长大现象。申利权等^[15]在研究AZ31B镁合金板材的微观组织演变时, 在380 °C, 8 s⁻¹的热压缩显微组织中也观察到了类似的现象。为了说明这一现象, 对局部区域新生再结晶晶粒尺寸进行了

统计, 如图6所示。从图6不难看出, 当变形温度超过400 °C以后, 晶粒尺寸迅速增大, 尤其是500 °C时, 新生晶粒出现了明显长大的现象, 这是由于随着温度的升高, β -Mg₁₇Al₁₂相溶于 α -Mg基体中造成的, 黄志权等^[16]在研究 β -Mg₁₇Al₁₂相对AZ31B镁合金铸轧板边裂行为的影响时也发现了这一现象。此外, A. Galiyev等^[17]在研究ZK60镁合金的动态再结晶行为时, 发现再结晶晶粒尺寸与Zener-Hollomon因子有关。为了进一步研究变形温度对再结晶晶粒尺寸的影响, 对与再结晶晶粒尺寸密切相关的参数Zener-Hollomon (Z) 因子进行了计算, 如图7所示。从图7看出, 随着变形温度的升高 log₁₀Z 增加, 当温度超过400 °C以后, 随着变形温度的升高 log₁₀Z 迅速减小, 这与图4和图5呈现的“低于400 °C时, 温度的升高有利于再结晶及晶粒细化; 高于400 °C时, 晶粒尺寸开始迅速增大”的结果是一致的。可见, 提高变形温度能有效改善镁合金变形的不均匀性, 但过高的温度容易导致晶粒粗化。

2.2.2 应变速率的影响

图8为375 °C, 45%变形时, 不同应变速率下的组织演变情况。从图8可以看出, 随着应变速率的升高, 再结晶程度越来越小, 尤其是应变速率为1和10 s⁻¹时, 动态再结晶组织主要以沿着原始晶粒边界和滑移带的“项链状”再结晶为主。这说明铸态AZ31B镁合金的动态再结晶对应变速率十分敏感。

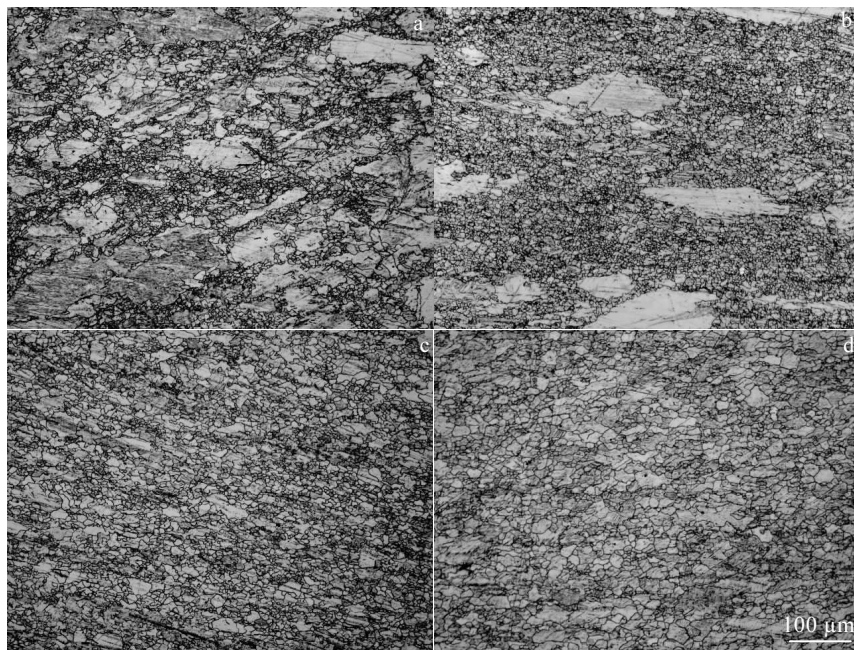


图4 60%, 0.1 s⁻¹变形时变形温度对组织演变的影响

Fig.4 Effects of deformation temperatures on microstructural evolution at 60%, 0.1 s⁻¹: (a) 350 °C, (b) 400 °C, (c) 450 °C and (d) 500 °C

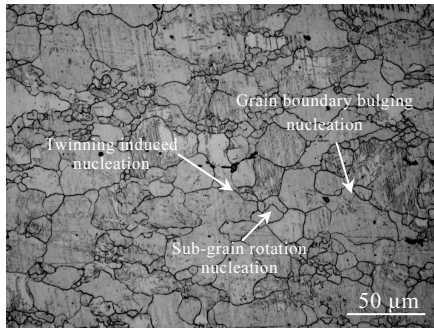


图 5 动态再结晶形核机制

Fig.5 Nucleation mechanism of dynamic recrystallization at 450 °C, 1 s⁻¹, 30%

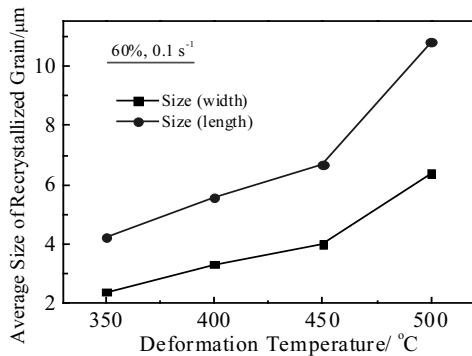


图 6 60%, 0.1 s⁻¹ 变形时变形温度对平均晶粒尺寸的影响

Fig.6 Effects of deformation temperatures on average grain size at 0.1 s⁻¹, 60%

一般来说，应变速率越高越不利于原始晶粒的破碎。在高速率变形时，材料没有足够的时间进行塑性变形，并且由于变形抗力的生成，导致应变速率越高材料的强度越高^[18]，这与图2中应变速率对应力的影响规律是一致的。反之，低应变速率变形时，动态再结晶的时间更充分，粗大的原始晶粒进一步减少（图8a），动态再结晶区域覆盖更广，晶粒明显细化。

图 9 为应变 0.8 时不同应变速率和变形温度下的 log₁₀Z。从图 9 可以看出在变形温度为 350 和 400 °C 时，

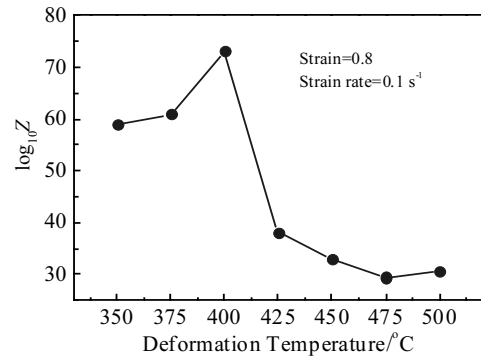


图 7 应变 0.8 和应变速率 0.1 s⁻¹ 时不同变形温度下的 log₁₀Z

Fig.7 Values of log₁₀Z at the strain of 0.8 and the strain rate of 0.1 s⁻¹ with different deformation temperatures

Z因子随着应变速率的升高而降低；当变形温度为450和500 °C时，Z因子呈现先轻微增加随后减小的趋势。由于再结晶晶粒尺寸与lnZ呈正比^[13]，因此，可认为在≤400 °C变形时，低速率0.1 s⁻¹更有利于再结晶晶粒细化；当变形温度高于400 °C时，中速率1 s⁻¹更有利于再结晶晶粒细化。

2.2.3 压下量的影响

图 10 为 450 °C, 1 s⁻¹ 变形时，不同压下量的组织演变情况。在变形初期（图 10a），由于原始铸态组织粗大不均匀，即使变形温度较高达到了完全再结晶，但是晶粒相对粗大；随着压下量的增大，动态再结晶晶粒能通过位错之间的交互作用而形核，使位错在晶粒内部大量积累形成亚结构，并且在应力集中较严重的晶界附近形成小角度晶界网络，出现了一部分细小的再结晶晶粒（图 10b）；当达到 60%（图 10c），亚结构随着压下量的增大不断转化为具有大角度晶界的新晶粒，大量细小的再结晶晶粒形成。总体来看，压下量越大，原始粗大的晶粒破碎的效果越好，晶粒越细小，而且，随着应变速率的升高，这种情况越显著，如图 11 所示。在 450 °C, 10 s⁻¹, 30%变形时（图 11a），

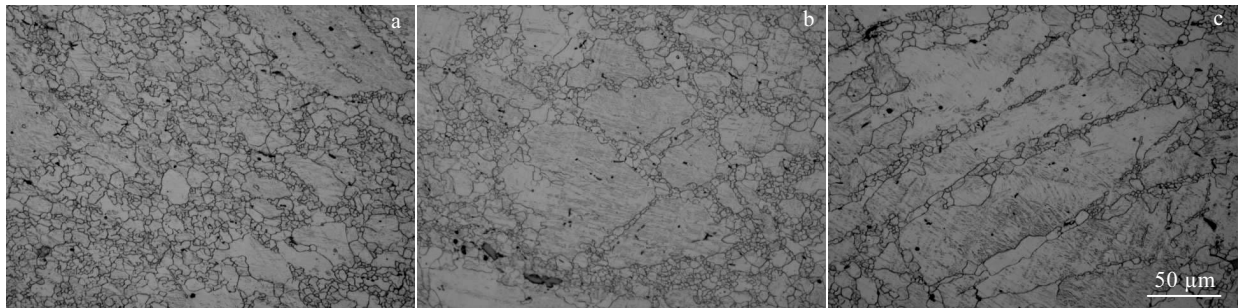


图 8 375 °C, 45%变形时应变速率对组织演变的影响

Fig.8 Effects of strain rates on microstructural evolution at 375 °C, 45%: (a) 0.1 s⁻¹, (b) 1 s⁻¹ and (c) 10 s⁻¹

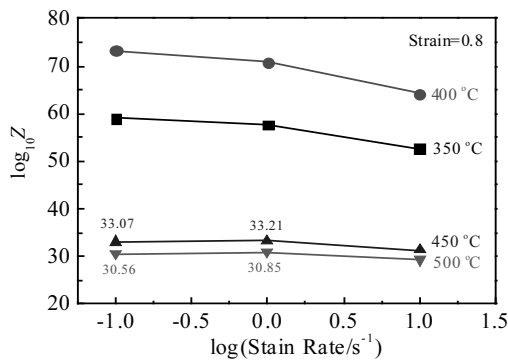


图 9 应变为 0.8 时不同应变速率和变形温度下的 log₁₀Z
Fig.9 Values of log₁₀Z at the strain of 0.8 with different strain rates and deformation temperatures

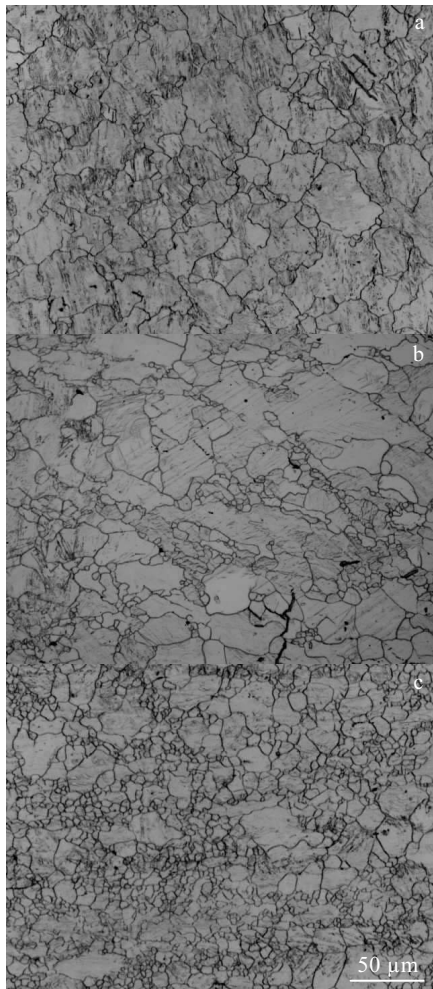


图 10 450 °C, 1 s⁻¹ 变形时压下量对组织演变的影响
Fig.10 Effects of height reductions on microstructural evolution at 450 °C, 1 s⁻¹: (a) 30%, (b) 45%, and (c) 60%

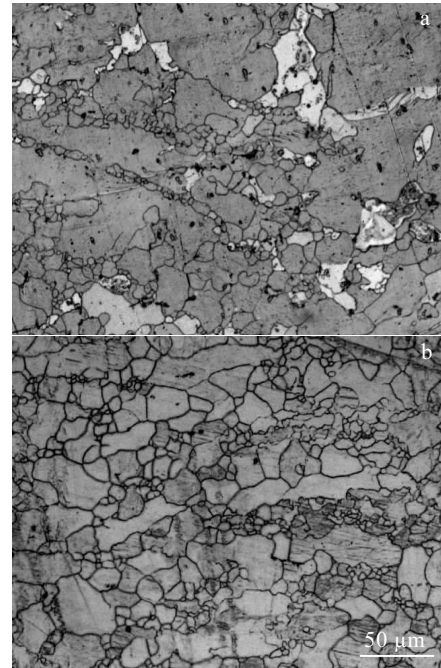


图 11 450 °C, 10 s⁻¹ 高速率变形时不同压下量的组织演变
Fig.11 Microstructure evolution at 450 °C, 10 s⁻¹ with different height reduction: (a) 30% and (b) 60%

动态再结晶覆盖程度相对较低，不到50%，当变形量增加至60%时（图11b），动态再结晶覆盖程度已经接近100%，可见，变形量的增加有利于动态再结晶的形核。因此可以总结：对于铸态AZ31B镁合金而言，高温低速率变形时，变形量主要影响的是晶粒尺寸的大小，而高温高速率变形时，变形量主要影响的是动态再结晶程度的大小。

3 结 论

1) 峰值应力随着应变速率的降低和温度的升高而减小，主要的形核机制为晶界弓出形核、亚晶旋转形核、孪生诱发形核，以及大量的连续再结晶。

2) 低于400 °C变形时，形成“项链状”再结晶组织，呈现不完全再结晶，且温度的升高有利于再结晶及晶粒细化；高于400 °C变形时，原始晶粒完全破碎，晶粒细小均匀，实现了完全再结晶，但晶粒尺寸开始迅速增大。

3) 随着应变速率的升高，再结晶程度越来越小；在小于等于400 °C变形时，低速率0.1 s⁻¹更有利于再结晶晶粒细化；当变形温度高于400 °C时，中速率1 s⁻¹更有利于再结晶晶粒细化。

4) 压下量越大，原始粗大的晶粒破碎的效果越好，晶粒越细小；高温低速率变形时，变形量主要影

响晶粒尺寸, 而高温高速率变形时, 变形量主要影响的是动态再结晶程度。

参考文献 References

- [1] Zhang Qinglai(张青来), Hu Yongxue(胡永学), Wang Lili(王粒粒). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2008, 37(4): 678
- [2] Sun Chaoyang(孙朝阳), Luan Jingdong(栾京东), Liu Geng(刘赓) *et al. Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2012, 48(7): 853
- [3] Zhang Zhen(张真). *Basie Research on the Plastic Deformation Behavior of AZ31B Mg Alloy*(AZ31B 镁合金塑性变形行为的相关基础研究)[D]. Changsha: Central South University, 2011: 1
- [4] Ahmad I R, Shu D W. *Materials Science and Engineering A*[J], 2014, 592: 40
- [5] Ahmad I R, Shu D W. *Solid State Phenomena*[J], 2012, 82: 116
- [6] Shu D W, Ahmad I R. *Advanced Materials Research*[J], 2011, 168-170: 1631
- [7] Berge F, Krüger L, Ouaziz H *et al. Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2015, 25: 1
- [8] Karimi E, Zarei-Hanzaki A, Pishbin M H *et al. Materials Design*[J], 2013, 49: 173
- [9] Wu H Y, Sun P H, Lin F Z. *Materials Science and Engineering A*[J], 2011, 528: 2522
- [10] Fong K S, Danno A, Tan M J *et al. Journal of Materials Processing Technology*[J], 2017, 246: 235
- [11] Zhao Dingzang(赵丁藏), Zhang Dingfei(张丁非), Liu Yuping(刘渝萍) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2017, 46(2): 289
- [12] Hu Yaobo(胡耀波), Yang Shengwei(杨生伟), Yao Qingshan(姚青山) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2017, 46(1): 135
- [13] Ding Yunpeng(丁云鹏), Zhu Qiang(朱强), Ma Qingwu(马庆武) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2017, 46(3): 722
- [14] Feng F, Huang S Y, Meng Z H *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2014, 594: 334
- [15] Shen Liquan, Yang Qi, Jin Li *et al. Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2014, 24(9): 2195
- [16] Huang Zhiquan(黄志权), Huang Qingxue(黄庆学), Ma Lifeng(马立峰) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2014, 43(5): 1199
- [17] Galiyev A, Kaibyshev R, Gottstein G. *Acta Materialia*[J], 2001, 49: 1199
- [18] Zhao F, Li Y L, Suo T *et al. Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2010, 20: 1316

Effects of Processing Parameters on Hot Deformation Behavior and Microstructure Evolution of As-cast AZ31B Magnesium Alloy

Zhu Yanchun, Ma Lifeng, Huang Zhiquan, Qin Jianping, Wang Jianmei
(Taiyuan University of Science and Technology, Taiyuan 030024, China)

Abstract: The effects of deformation temperature, strain rate and height reduction on hot deformation behavior and microstructure evolution of as-cast AZ31B magnesium alloy were researched in terms of hot compression tests. The results show that the peak stress decreases with the decreasing strain rate and increasing deformation temperature, and the main nucleation mechanism consists of initial grain boundary bulging nucleation, sub-grain rotation nucleation, twinning induced nucleation as well as continuous recrystallization. Moreover, the deformation temperature is below 400 °C, the increase in temperature is beneficial to recrystallization and grain refinement, while above 400 °C, grain size increases rapidly. Furthermore, the deformation temperature is equal to or lower than 400 °C, the lower strain rate of 0.1 s⁻¹ is more beneficial to the recrystallized grain refinement, while above 400 °C, medium strain rate of 1 s⁻¹ is more advantageous. In addition, it is found that at higher temperature and lower strain rate, height reduction primarily affects the grain size, and at higher temperature and higher strain rate, height reduction primarily affects the dynamic recrystallization degree.

Key words: as-cast AZ31B magnesium alloy; deformation parameters; flow behavior; microstructure evolution

Corresponding author: Zhu Yanchun, Ph. D., Collaborative Innovation Center of Taiyuan Heavy Machinery Equipment, Taiyuan University of Science and Technology, Taiyuan 030024, P. R. China, Tel: 0086-351-6998115, E-mail: lzlzyc@163.com