

Mg-1.0%Zn-1.5%Ca 合金热压缩过程的 显微组织及动态再结晶行为

王天一¹, 丁汉林¹, 刘育锋², 魏峰³, 张义伟¹, 程广萍¹

(1. 安徽工业大学 材料科学与工程学院, 马鞍山 243002;

2. 河南新乡铁路摩擦材料厂, 新乡 453002;

3. 无锡福镁轻合金科技有限公司, 无锡 214183)

摘要: 采用 Gleeble-3500 热力模拟试验机在变形温度 300~450 °C、应变速率 0.001~1 s⁻¹ 条件下进行单轴压缩试验, 研究 ZX115(Mg-1.0%Zn-1.5%Ca(质量分数))合金热压缩过程中的组织演变及再结晶形核机制。结果表明: ZX115 合金在热压缩过程中发生了明显的动态再结晶, 再结晶晶粒尺寸随着变形温度的升高或应变速率的降低而增大。合金在不同变形条件下的动态再结晶机制有所差异, 主要有孪生动态再结晶、不连续动态再结晶和第二相粒子促进动态再结晶等方式。

关键词: 镁合金; 热压缩; 动态再结晶; 形核机制

中图分类号: TG146.21

文献标志码: A

Microstructure and dynamic recrystallization behavior of Mg-1.0%Zn-1.5%Ca alloy during hot compression

WANG Tian-yi¹, DING Han-lin¹, LIU Yu-feng², WEI Feng³, ZHANG Yi-wei¹, CHENG Guang-ping¹

(1. School of Materials Science and Engineering, Anhui University of Technology, Ma'anshan 243002, China;

2. Xinxiang Railway Friction Material Manufactory, Xinxiang 453002, China;

3. Wuxi Fumei Light Alloy Technology Co., Ltd, Wuxi 214183, China)

Abstract: The microstructure evolution and dynamic recrystallization (DRX) of ZX115 (Mg-1.0%Zn-1.5%Ca (mass fraction)) magnesium alloy during hot compression were studied. The uniaxial compression was conducted on a Gleeble-3500 simulator at different deformation temperatures (300–450 °C) and strain rates (0.001–1 s⁻¹). The results show that the DRX can be found in compressed ZX115 alloy during hot compressing. With the increase of the deformation temperatures or the decreases of the strain rates, the recrystallized grain size increases. Under different deformation conditions, the nucleation mechanism of dynamic recrystallization including twin induced nucleation, discontinuous nucleation, the second phase particle stimulated nucleation of DRX, and so on, can be found.

Key words: magnesium alloy; hot compression; dynamic recrystallization; nucleation mechanism

镁及其合金优点很多, 如低密度、高比强度、高比刚度、高比弹性模量、良好的减震和切削加工性、优异的电磁屏蔽性能等^[1-2]。但目前有关镁合金的研究、发展和应用还存在较大局限, 这种局限主要是由

于镁合金的室温塑性变形能力较差、传统加工工艺不适用和成本较高等本质问题引起的。目前, 约 90% 的镁合金产品是通过铸造成型得到的, 其中压铸居多^[3], 而明显具有更优的综合力学性能的变形镁合金所占有

基金项目: 国家自然科学基金资助项目(51204003); 安徽高校省级自然科学研究重点项目(KJ2011A051); 教育部留学回国人员科研启动基金; 人社部留学人员科技活动项目择优资助项目

收稿日期: 2014-03-24; **修订日期:** 2014-07-06

通信作者: 丁汉林, 副教授, 博士; 电话: 0555-2311570; E-mail: hanlinding@yahoo.com

的市场却很少^[4]。研究表明^[5-7], 镁合金由于层错能较低, 在塑性变形过程中更易发生动态再结晶。动态再结晶的发生不仅可以细化晶粒, 还能起到消除畸变能的软化作用, 对改善镁合金的成形能力和提高镁合金的综合力学性能均将起到积极的促进作用。

合金元素的添加可以通过固溶强化和时效强化等方式优化镁合金的性能。目前, 国内外对镁合金化的研究主要集中在通过添加稀土元素开发出具有优异成型性能的镁稀土合金, 并取得了一定的进展。但稀土元素较为昂贵, 不利于镁合金的推广与应用。研究结果表明: 在镁合金中添加较为廉价的合金元素 Ca 亦可起到细化晶粒^[8], 进而对合金的力学性能和腐蚀性产生一定的影响。HRADILOVÁ 等^[9]研究 Mg-4Zn 和 Mg-4Zn-0.4Ca 镁合金的拉伸性能, 发现无论固溶态亦或是等径角挤压态, Ca 添加均有利于合金力学性能的提高。OH-ISHI 等^[10]在 Mg-0.3%Ca(质量分数)中添加不同含量的 Zn 并对其进行时效处理, 发现 Mg-Zn-Ca 系合金具有时效硬化的特点, 为其工业化应用提供可能。BETTLES 等^[11]还研究了添加 0.35%Ca(质量分数)对 Mg-4Zn 镁合金时效处理后沉淀析出相形态和分布的影响。然而, 合金元素 Ca 对镁合金变形行为, 尤其是对动态再结晶机制影响的研究鲜有涉及。因此, 本文作者以 ZX115(Mg-1.0%Zn-1.5%Ca(质量分数))镁合金为研究对象, 分析变形工艺参数对动态再结晶组织的影响规律, 并对不同变形条件下的动态再结晶机制进行分析和讨论。

1 实验

本实验中所用材料 ZX115 镁合金是采用纯 Mg、纯 Zn 和纯 Ca 按设计成分配制熔炼而成, 合金的熔炼在井式电阻坩埚炉中进行。熔炼时, 将纯镁块加入坩埚后逐渐升温, 同时将纯 Zn 块和铸造模具置于恒温干燥箱内预热至 250 °C。炉温升至 600 °C 后通入混合保护气(2 L/min CO₂+11.25 mL/min SF₆)。待熔融镁液温度升至 720 °C 时, 将纯 Zn 块、Ca 颗粒(铝箔包覆)依次添加至镁液中并搅拌多次。将熔融态合金液降温至 680~720 °C 温度范围内静置 10 min, 捞渣后进行浇铸。

将合金铸锭放入电阻炉中升温至 430 °C 均匀化处理 3 h 后取出水淬, 机加工为直径 10 mm、高 15 mm 的圆柱形试样进行单轴热压缩实验。压缩实验在 Gleeble-3500 热模拟机上进行, 压缩过程中计算机动态记录流变应力与应变量。实验温度选取 300、350、400 和 450 °C, 初始应变速率设定为 0.001、0.01、0.1

和 1.0 s⁻¹, 不同条件下试样均压缩至 0.7 的应变量。将圆柱试样装夹在仪器中, 然后以 5 °C/s 的速度加热至设定温度, 保温 60 s 后按照即定应变速率进行压缩, 压缩后试样快速气冷至室温。

采用 X 射线荧光光谱(X-Ray fluorescence spectrometry, XRF)分析熔铸后合金的实际成分, 实测化学成分如表 1 所列。金相观察试样经粗磨、精磨、精抛至镜面, 经苦味酸溶液(苦味酸 5 g, 醋酸 13 mL, 酒精 70 mL, 蒸馏水 12 mL)腐蚀、吹干后在 Leica DM4000M LED 型金相显微镜上进行组织观察。

表 1 ZX115 镁合金实测化学成分

Table 1 Chemical composition of ZX115 magnesium alloy (mass fraction, %)

Zn	Ca	Mg
1.29	1.66	Bal.

2 结果与分析

2.1 铸态和均质态组织分析

图 1 所示为 ZX115 合金铸态和均质态的显微组织。从图 1 中可以看出, ZX115 铸态合金为典型的枝晶状组织, 主要由 α -Mg 基体和连续或者零散分布的第二相(图中黑色部分)所组成。均匀化处理后, 铸态组织中的树枝晶特征消失, 晶界更加明显, 均匀化处理后平均晶粒尺寸约为 200 μ m, 且分布较为均匀。值得注意的是, 组织中仍有部分未完全固溶的第二相分布于晶界和晶粒内部, 其主要原因由于本研究中的 Ca 添加量大于 Ca 在镁中的极限固溶度(0.82%)所引起的^[12]。较大的 Ca 添加量主要是为了研究富含 Ca 元素的第二相在塑性变形过程中对组织演变及动态再结晶的影响所设计的。从图 1 中还可以看出, 第二相的分布也因均匀化处理而变得更加均匀、分散。

图 2 所示为 ZX115 合金铸态和均匀化处理后的背散射电子像。样品中 Ca 和 Zn 含量较高的区域对应于图像上的白亮区, 而主要成分为 Mg 的区域则为暗区。对比可以看出, 铸态组织中含有较多的白亮色颗粒相分布于晶内和晶界处, 而均匀化处理后的白亮颗粒明显减少, 表明部分合金元素已固溶至 Mg 基体中, 但固溶并不完全。选取图中具有代表性的特征点进行能谱分析, 其结果如表 2 所列。结合文献[13-15]分析可知, 这些第二相颗粒多为 Mg₂Ca 或 Ca₂Mg₆Zn₃ 相, 主要分布在晶界, 但也发现少量 Ca₂Mg₆Zn₃ 相位于晶粒内部。

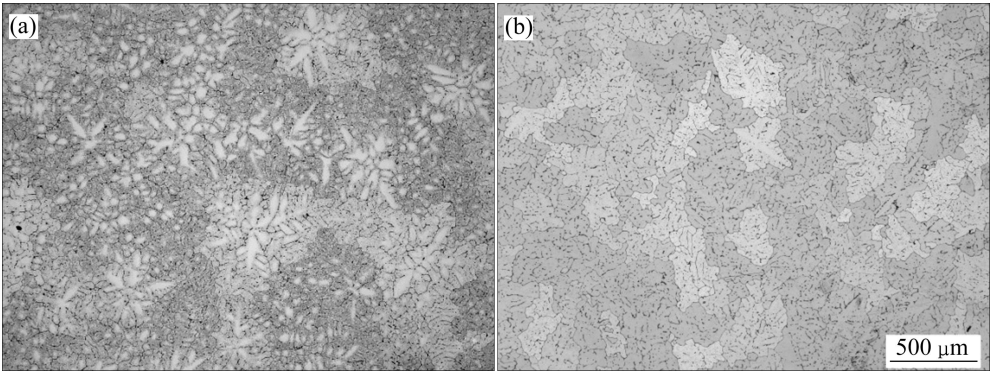


图 1 ZX115 合金铸态和均质态(430 °C、3 h)显微组织

Fig. 1 Microstructures of ZX115 magnesium alloy: (a) As-cast; (b) Homogenized at 430 °C for 3 h

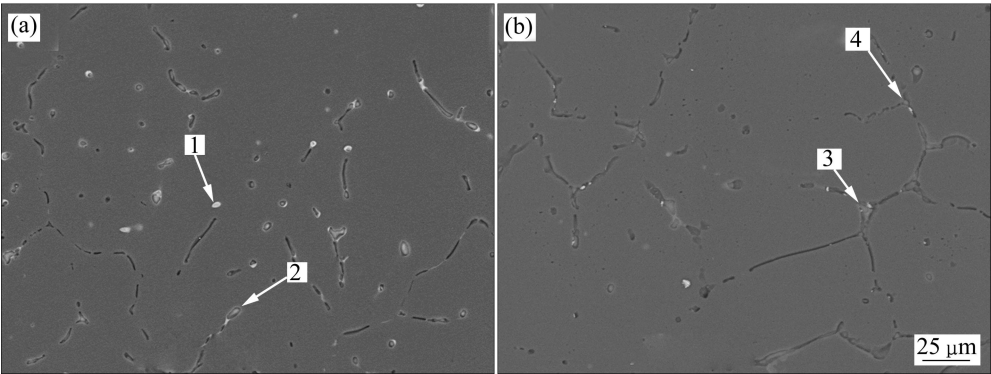


图 2 ZX115 合金背散射电子像

Fig. 2 Back scattered electron image of ZX115 magnesium alloy: (a) As-cast; (b) Homogenized at 430 °C for 3 h

表 2 ZX115 合金能谱分析结果

Table 2 EDS results of ZX115 magnesium alloy shown in Fig. 2

Position No.	Mass fraction/%		
	Mg	Ca	Zn
1	69.6	6.5	23.9
2	87.6	12.4	—
3	80.7	7.9	11.4
4	83.0	17.0	—

2.2 压缩试样显微组织分析

图 3 所示为 ZX115 镁合金在较低变形温度(300 °C)下压缩至 0.7 时的显微组织。由图 3 可以看出,显微组织主要由动态再结晶形成的细小晶粒和再结晶不完全的大尺寸变形晶粒组成,同时还存在一些沿原始晶界断续分布的粗大颗粒相,这些颗粒相则是由均匀化处理时并未完全固溶的第二相在压缩变形过程中发生破碎所产生的。还可以发现,合金的再结晶组织对应变速率存在着明显的依赖性。当应变速率为 1 s⁻¹ 时,晶粒内部形成大量孪晶,孪晶界也可以像晶界一样阻碍位错运动,从而在孪晶界和晶界附近形成了极

其细小的再结晶晶粒。当应变速率减小为 0.1 s⁻¹ 时,孪晶数量也随之减少,但再结晶晶粒的数量和尺寸均有所增加。而随着应变速率的进一步降低,与图 3(a)和(b)中相似的孪晶特征基本消失,动态再结晶进行得更加充分,再结晶分数随之增加,再结晶晶粒尺寸也越大。

图 4 所示为 ZX115 合金在较高温度(400 °C)下经不同应变速率压缩至 0.7 时的变形组织。对比图 3 可以看出,较高温度下压缩时,在所研究的应变速率范围内,ZX115 镁合金均可进行较为完全的动态再结晶。应变速率较高时,再结晶晶粒尺寸较小,且分布均匀。随着应变速率的降低,再结晶晶粒在形核后具备更为充足的长大时间,因而,晶粒较为粗大。

对 ZX115 镁合金热压缩变形后的金相照片进行处理和扫描,运用图像分析软件 Image-Pro Plus 统计出各变形条件下的再结晶晶粒平均尺寸,如表 3 所列。对比均质态合金的晶粒尺寸可以看出,ZX115 合金经热压缩变形后,由于动态再结晶的发生而导致晶粒明显细化,且动态再结晶晶粒的平均尺寸随着变形温度的升高而变大,随着应变速率的升高而降低。

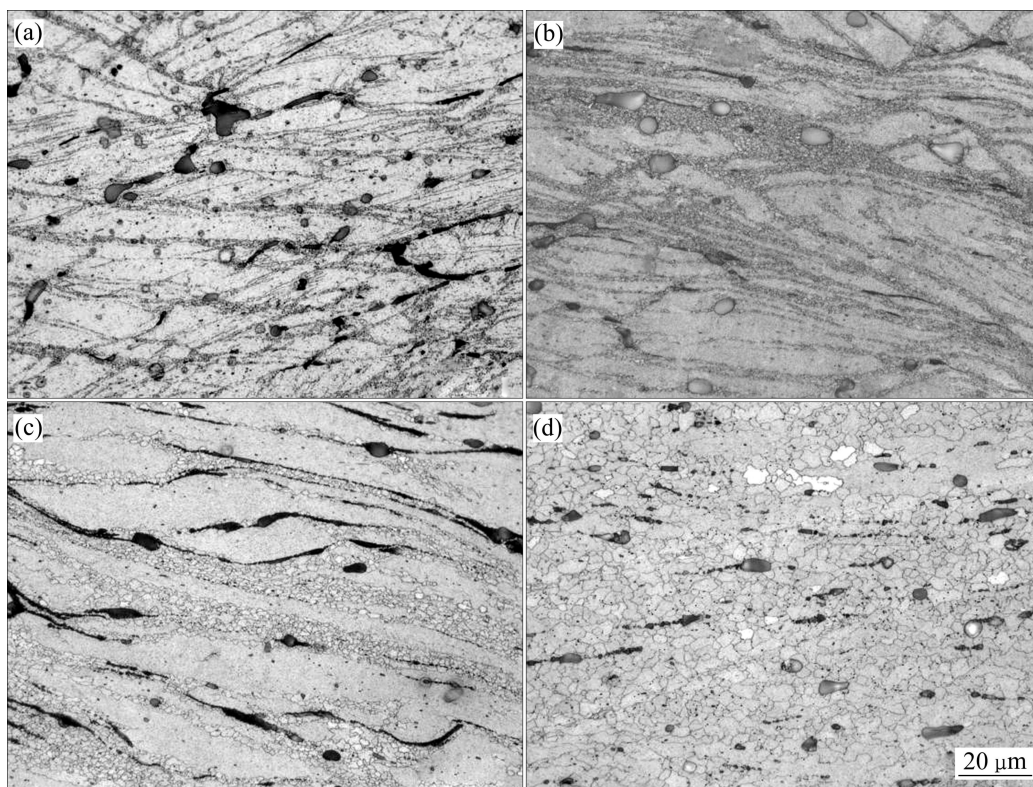


图 3 ZX115 合金在较低温度下压缩时的显微组织

Fig. 3 Microstructures of ZX115 alloy compressed at lower temperature (300 °C): (a) 1 s^{-1} ; (b) 0.1 s^{-1} ; (c) 0.01 s^{-1} ; (d) 0.001 s^{-1}

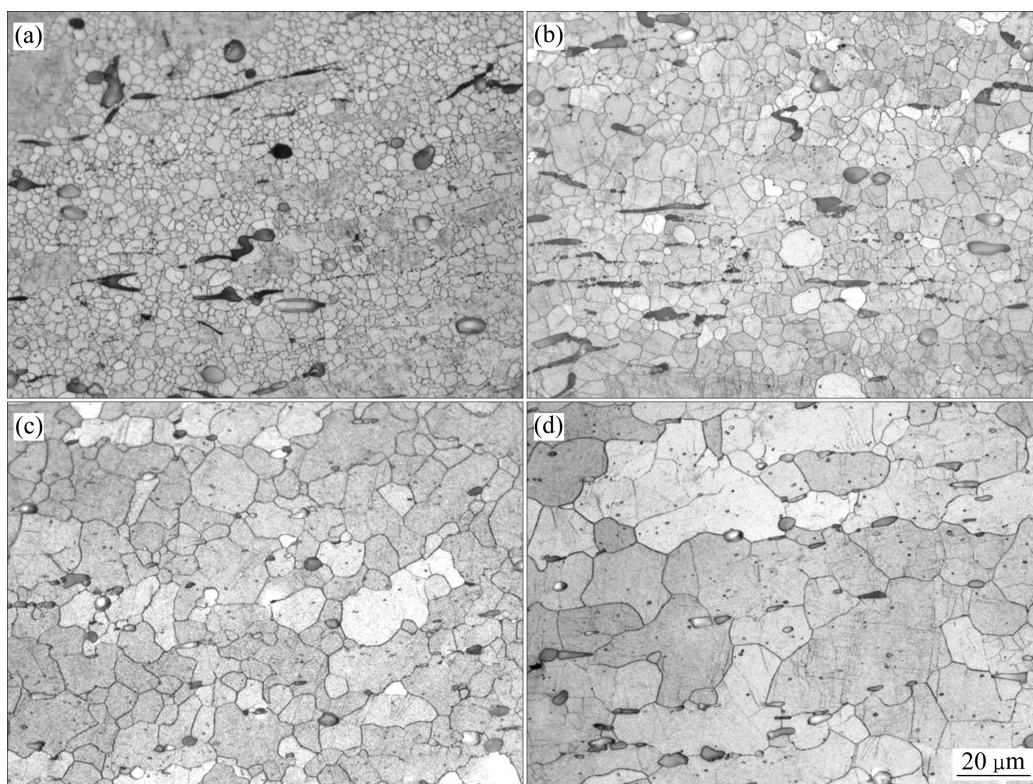


图 4 ZX115 镁合金在较高温度下压缩时的显微组织

Fig. 4 Microstructures of ZX115 alloy compressed at higher temperature (400 °C): (a) 1 s^{-1} ; (b) 0.1 s^{-1} ; (c) 0.01 s^{-1} ; (d) 0.001 s^{-1}

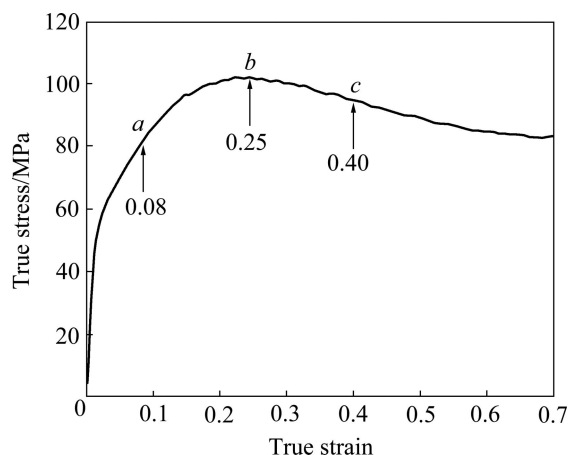
表 3 不同变形条件下 ZX115 合金再结晶晶粒平均尺寸

Table 3 Average recrystallized grain size of ZX115 alloy compressed under different conditions

Strain rate/s ⁻¹	$d_{\text{rec}}/\mu\text{m}$			
	300 °C	350 °C	400 °C	450 °C
0.001	2.97	8.66	15.62	26.81
0.01	1.13	3.55	8.03	—
0.1	—	2.11	4.87	8.98
1	—	1.07	2.42	5.51

2.3 压缩过程中动态再结晶行为分析

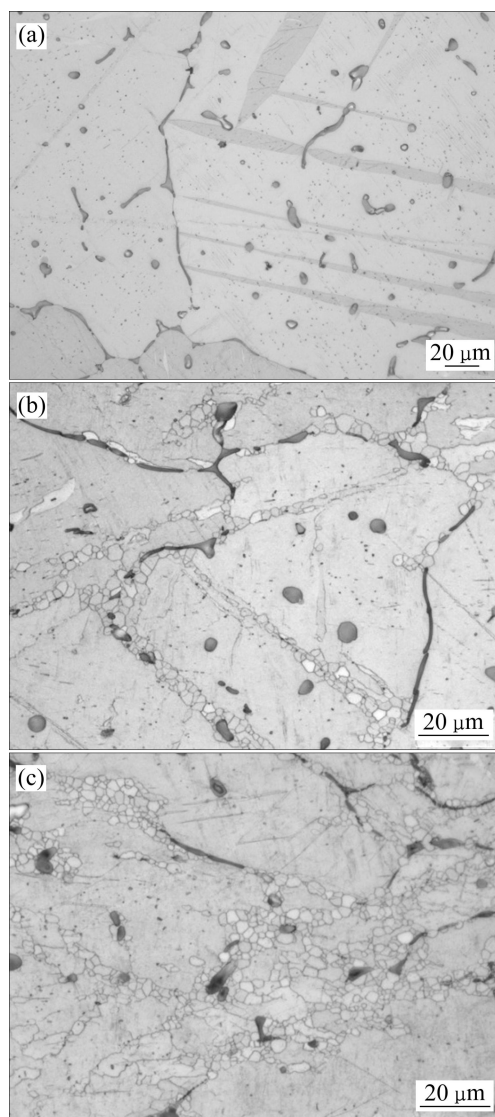
上述结果表明, ZX115 合金在本研究的形变条件下进行的热压缩过程中均发生了动态再结晶。为了进一步考察该合金形变过程中的动态再结晶行为, 选取在温度为 400 °C、应变速率为 1 s⁻¹ 条件下对试样压缩至不同应变后组织观察与分析, 图 5 所示为该条件下热压缩时的应力-应变曲线。由图 5 可以看出, 流变应力随着应变量的增加而快速上升, 积累到一定的应变后, 应力达到峰值, 随后, 应力随着应变量的继续增加而逐渐降低, 当应变超过 0.6 时, 流变应力下降至一稳定值并基本保持恒定。根据流变应力的变化情况, 选取 3 个典型的应变(0.08、0.25 和 0.4, 图中 a、b 和 c 所示)进行组织观察, 如图 6 所示。

图 5 ZX115 合金压缩过程中典型的流动应力-应变曲线 (400 °C, 1 s⁻¹)Fig. 5 Typical flow stress-strain curve of ZX115 alloy compressed at 400 °C and 1 s⁻¹

结合图 4(d)和图 6 可以看出, 随着变形程度的不断增加, 试样中动态再结晶晶粒的分数逐渐增加。变形初期(见图 6(a)), 试样内可开动位错较少且位错滑移受阻, 位错密度迅速增加, 应力值随着变形量的增加而迅速增加, 发生加工硬化现象, 应力-应变曲线中

呈现出明显的上升趋势。但由于并未达到临界变形量, 位错密度的增殖不足以引起动态再结晶形核, 因此, 试样没有出现再结晶晶粒。值得注意的是, 部分大尺寸晶粒内出现了少量孪晶, 其主要原因是由较大的应变速率限制位错滑移所致^[16]。

当应变增加至 0.25(见图 6(b))时, 在原始晶界、孪晶界以及大尺寸第二相颗粒附近率先发生了动态再结晶, 得到了细小的再结晶晶粒。结合应力-应变曲线可以看出, 此应变下的应力已经达到峰值, 说明动态再结晶引起的软化作用已经逐步取代加工硬化, 起到了主导作用。随着应变量的进一步增加, 新的再结晶晶粒不断形成, 再结晶晶粒在基体中所占比例逐渐增加, 部分区域形成项链状组织, 即再结晶小晶粒

图 6 ZX115 镁合金在 400 °C、1 s⁻¹ 条件下热压缩过程中的组织演变Fig. 6 Microstructure evolutions of ZX115 alloy compressed at 400 °C and 1 s⁻¹: (a) $\epsilon=0.08$; (b) $\epsilon=0.25$; (c) $\epsilon=0.4$

逐渐围绕原始晶粒的晶界将大晶粒包围(见图 6(c))。此时, 动态再结晶所引起的软化作用愈加突显, 应力应变曲线呈现下降的趋势。直至压缩至 0.7 应变量时, 再结晶晶粒基本覆盖了所有基体, 再结晶较为完全(见图 4(d)), 加工硬化与动态再结晶的软化达到动态平衡, 应力值降低至某一稳态值。

2.4 动态再结晶形核机制分析

镁合金热变形过程中的动态再结晶形核机制主要包括非连续动态再结晶、连续动态再结晶、第二相粒子促进动态再结晶、孪晶诱发再结晶、旋转动态再结晶等多种形式^[17]。对 ZX115 合金热压缩后试样的显微组织进一步分析可以发现, 虽然试样在不同的变形条件下均发生了动态再结晶, 但其再结晶形核机制却有所不同, 甚至存在多种机制共存的现象(见图 6(b)), 同时, 还发现孪生诱发再结晶与非连续动态再结晶两种形核机制。

2.4.1 孪生诱发动态再结晶

密排六方结构的镁及其合金在中、低温度下变形时, 其可以开动的独立滑移系较少。为了降低位错塞积产生的畸变能以及协调各晶粒之间的连续变形, 往往会形成大量不同类型的孪晶。孪晶一旦形成, 孪晶界亦可与原始晶界一样阻碍位错运动, 从而为动态再结晶形核提供足够的能量。图 7 所示为 ZX115 合金在 300 °C、1 s⁻¹ 条件下压缩后试样中孪生诱发再结晶形核的形貌。由图 7 可以明显看出, 所示孪晶内部分区域出现了细小的动态再结晶晶粒, 而仍有部分区域并未发生动态再结晶。

研究表明^[18], 在孪晶内部发生的动态再结晶往往表现出连续再结晶的形核特征, 即孪晶内位错塞积先形成小角度晶界, 然后逐渐吸收更多的位错使取向差

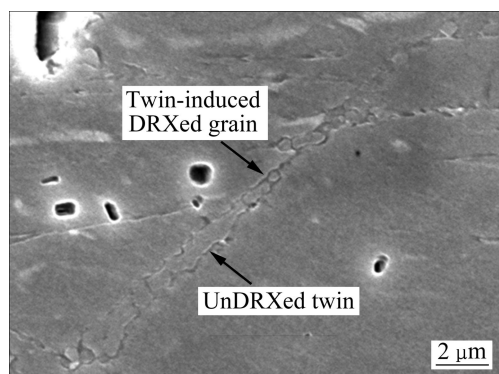


图 7 ZX115 合金在 300 °C、1 s⁻¹ 条件下压缩后孪生诱发再结晶形核形貌

Fig. 7 Morphology of twin-induced nucleation of DRX in ZX115 alloy compressed at 300 °C and 1 s⁻¹

变大, 最终形成大角度晶界。一般认为, 压缩孪晶或是二重孪生对动态再结晶形核更为有利^[19]。此外, 不同类型的孪晶系之间相互交割也可形成再结晶晶核, 然后在合适的条件下逐步生长为再结晶晶粒^[20]。

2.4.2 不连续动态再结晶

ZX115 合金在较高温度下变形时, 孪晶组织特征并不明显, 而变形过程中往往会形成项链状组织, 如图 8 所示, 该组织特征为典型的不连续动态再结晶形核机制。变形时, 各晶粒之间的变形并不均匀, 变形程度小的晶粒的某些亚晶会通过晶界弓出迁移而侵入与其相邻的变形程度较大的晶粒中, 吞食其晶粒中的亚晶, 形成无畸变的再结晶晶核。可见, 不连续动态再结晶要求晶界具有较大的迁移活动能力, 因此, 变形温度越高, 晶界的迁移能力就越强, 该形核方式越容易发生^[21]。

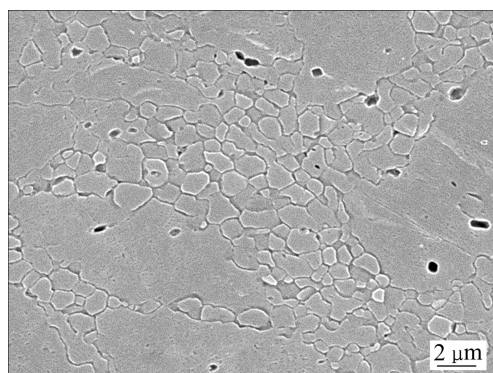


图 8 ZX115 镁合金中不连续动态再结晶形核组织

Fig. 8 Microstructure of discontinuous DRX in ZX115 alloy deformed at 350 °C and 1 s⁻¹

2.4.3 第二相粒子促进动态再结晶

ZX115 合金在熔炼浇注后的凝固过程中, 首先会析出具有一定 Ca 含量的初生 α 相, 也就是基体。随后, 剩余的 Ca 会在共晶点与 Mg 发生共晶反应, 生成沿晶界分布的粗大 Mg_2Ca 相。由于 Ca 的添加量较大, Mg_2Ca 共晶相并未能完全固溶至基体(见图 1(b)和 2(b)), 这些未固溶的富 Ca 相在压缩过程中会发生变形, 甚至破碎成不连续分布的第二相粒子。一般认为, 当第二相粒子尺寸较大($>1 \mu m$)、间距较宽时, 可对位错运动起到强烈的阻碍作用, 使得其周围位错密度迅速增加并在其附近产生大的位向梯度, 为动态再结晶形核提供了充分条件, 如图 9 中 A 处所示。而当第二相粒子尺寸较小($<1 \mu m$)时, 往往不利于再结晶形核。然而, 当小尺寸的第二相粒子发生集聚时, 其对位错运动的阻碍作用与大尺寸粒子相当^[22], 因此, 亦

可促进动态再结晶形核, 如图 9 中 B 区域所示。

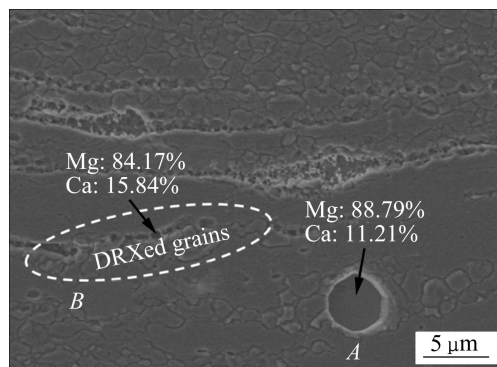


图 9 ZX115 合金中第二相粒子促进再结晶形核组织

Fig. 9 Microstructure of second phase particles stimulated recrystallized nucleation in ZX115 alloy at 300 °C and 0.01 s⁻¹

3 结论

1) 由于 ZX115 合金中 Ca 添加量较大, 经 430 °C 均匀化处理 3h 后, 富 Ca 共晶相并未完全固溶至基体。在热压缩变形过程中, 未固溶的富 Ca 相破碎成不连续第二相粒子, 促进动态再结晶形核。

2) 由于动态再结晶的发生, ZX115 合金晶粒尺寸明显细化, 且再结晶晶粒尺寸随着变形温度的升高或应变速率的降低而增大。

3) ZX115 合金在热压缩过程中, 在加工硬化和动态再结晶引起的软化作用的相互竞争下, 流变应力随应变量的增大而上升至峰值后逐渐下降并达到某一稳态值。

4) 不同变形条件下 ZX115 合金动态再结晶形核机制有所差异, 主要有孪生诱发再结晶、不连续动态再结晶及第二相粒子促进再结晶形核等方式, 不同的形核机制可同时发生。

REFERENCES

[1] 丁文江. 镁合金科学与技术[M]. 北京: 科学出版社, 2007.
DING Wen-jiang. Science and technology of magnesium alloys[M]. Beijing: Science Press, 2007.

[2] 余 琨, 黎文献, 王日初, 马正青. 变形镁合金的研究、开发及应用[J]. 中国有色金属学报, 2003, 13(2): 277–288.
YU Kun, LI Wen-xian, WANG ri-chu, MA Zheng-qing. Research, development and application of wrought magnesium alloys[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2003,

13(2): 277–288.

[3] 曾荣昌, 柯 伟, 徐永波, 韩恩厚, 朱自勇. Mg 合金的最新发展及应用前景[J]. 金属学报, 2001, 37(7): 673–685.
ZENG Rong-chang, KE Wei, XU Yong-bo, HAN En-hou, ZHU Zi-yong. Recent development and application of magnesium alloys[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2001, 37(7): 673–685.

[4] PÉREZ-PRADO M T, DEL VALLE J A, CONTRERAS J M, RUANO O A. Microstructural evolution during large strain hot rolling of an AM60 Mg alloy[J]. Scripta Materialia, 2004, 50(5): 661–665.

[5] 汪凌云, 黄光胜, 范永革, 黄光杰. 变形 AZ31 镁合金的晶粒细化[J]. 中国有色金属学报, 2003, 13(3): 594–598.
WANG Ling-yun, HUANG Guang-sheng, FAN Yong-ge, HUANG Guang-jie. Grain refinement of wrought AZ31 magnesium alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2003, 13(3): 594–598.

[6] 刘楚明, 刘子娟, 朱秀荣, 周海涛. 镁及镁合金动态再结晶研究进展[J]. 中国有色金属学报, 2006, 16(1): 1–12.
LIU Chu-ming, LIU Zi-juan, ZHU Xiu-rong, ZHOU Hai-tao. Research and development progress of dynamic recrystallization in pure magnesium and its alloys[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2006, 16(1): 1–12.

[7] 付雪松, 陈国清, 王中奇, 周文龙. AZ31 镁合金热轧变形的动态再结晶机制[J]. 稀有金属材料与工程, 2011, 40(8): 1473–1477.
FU Xue-song, CHEN Guo-qing, WANG Zhong-qi, ZHOU Wen-long. DRX mechanism of AZ31 magnesium alloy during hot rolling[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2011, 40(8): 1473–1477.

[8] 任 政, 张兴国, 邱 月, 隋 里, 张 涛, 金俊泽. 电磁场和钙微合金化对变形镁合金 AZ61 组织和力学性能的影响[J]. 中国有色金属学报, 2010, 20(2): 182–188.
REN Zheng, ZHANG Xing-guo, QIU Yue, SUI Li, ZHANG Tao, JIN Jun-ze. Effects of electromagnetic field and microalloying of Ca on microstructure and mechanical properties of wrought AZ61 magnesium alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2010, 20(2): 182–188.

[9] HRADÍLOVÁ M, VOJTĚCH D, KUBÁSEK J, ČAPEK J, VLACH M. Structural and mechanical characteristics of Mg-4Zn and Mg-4Zn-0.4 Ca alloys after different thermal and mechanical processing routes[J]. Materials Science and Engineering A, 2013, 586: 284–291.

[10] OH-ISHI K, WATANABE R, MENDIS C L, HONO K. Age-hardening response of Mg-0.3 at.% Ca alloys with different Zn contents[J]. Materials Science and Engineering A, 2009, 526(1): 177–184.

[11] BETTLES C J, GIBSON M A, VENKATESAN K. Enhanced age-hardening behaviour in Mg-4wt.%Zn micro-alloyed with Ca[J]. Scripta Materialia, 2004, 51(3): 193–197.

[12] ZHANG B P, WANG Y, GENG L, LU C X. Effect of calcium on

- texture and mechanical properties of hot-extruded Mg-Zn-Ca alloys[J]. *Material Science and Engineering A*, 2012, 539: 56–60.
- [13] OH J C, OHKUBO T, MUKAI T, HONO K. TEM and 3DAP characterization of an age-hardened Mg-Ca-Zn alloy[J]. *Scripta Materialia*, 2005, 53(6): 675–679.
- [14] LEVI G, AVRAHAM S, ZILBEROV A, BAMBERGER M. Solidification, solution treatment and age hardening of a Mg-1.6 wt.% Ca-3.2 wt.% Zn alloy[J]. *Acta Materialia*, 2006, 54(2): 523–530.
- [15] LARIONOVA T V, PARK W W, YOU B S. A ternary phase observed in rapidly solidified Mg-Ca-Zn alloys[J]. *Scripta Materialia*, 2001, 45(1): 7–12.
- [16] ISHIKAWA K, WATANABE H, MUKAI T. High temperature compressive properties over a wide range of strain rates in an AZ31 magnesium alloy[J]. *Journal of Materials Science*, 2005, 40(7): 1577–1582.
- [17] GALIYEV A, KAIBYSHEV R, GOTTESTEIN G. Correlation of plastic deformation and dynamic recrystallization in magnesium alloy ZK60[J]. *Acta Materialia*, 2001, 49(7): 1199–1207.
- [18] AL-SAMMAN T, GOTTSTEIN G. Dynamic recrystallization during high temperature deformation of magnesium[J]. *Material Science and Engineering A*, 2008, 490: 411–420.
- [19] 刘 庆. 镁合金塑性变形机理研究进展[J]. *金属学报*, 2010, 46(11): 1458–1472.
- LIU Qing. Research progress on plastic deformation mechanism of Mg alloys[J]. *Acta Metall Sinica*, 2010, 46(11): 1458–1472.
- [20] KAIBYSHEV R O, SITDIKOV O S. On the role of twinning in dynamic recrystallization[J]. *Physics of Metals and Metallography C*, 2000, 89(4): 384–390.
- [21] 郭 强, 严红革, 陈振华, 张 辉. AZ31 镁合金高温热压缩变形特性[J]. *中国有色金属学报*. 2005, 15(6): 900–906.
- GUO Qiang, YAN Hong-ge, CHEN Zheng-hua, ZHANG Hui. Hot compression deformation behavior of AZ31 magnesium alloy at elevated temperature[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2005, 15(6): 900–906.
- [22] PARK S H, YU H, BAE J H, YIM C D, YOU B S. Microstructural evolution of indirect-extruded ZK60 alloy by adding Ce[J]. *Journal of Alloy Compounds*, 2012, 545: 139–143.

(编辑 李艳红)