



预置粒子对ZM6镁合金热变形组织及力学性能的影响

张至柔¹, 长海博文², 杨续跃¹

(1. 中南大学 材料科学与工程学院, 长沙 410083;

2. 苏州大学 沙钢钢铁学院, 苏州 215006)

摘要: 采用光学显微镜(OM)、扫描电子显微镜(SEM)、电子背散射衍射技术(EBSD)、透射电子显微镜(TEM)等分析预置粒子对ZM6镁合金热压缩过程中显微结构的影响,并在室温下进行室温力学性能测试。结果表明:预置粒子能够有效促进热变形过程中的动态再结晶行为,热压缩后合金组织细化、织构弱化,抗拉强度和伸长率都显著提升。和固溶态样品相比,预置粒子样品在510℃下再结晶体积分数由85%提升至100%,在不损害强度的前提下,伸长率提升至18.2%,提升了30%。

关键词: ZM6镁合金; 预置粒子; 热压缩; 动态再结晶; 力学性能

文章编号: 1004-0609(2022)-06-1579-12

中图分类号: TG146.2

文献标志码: A

引文格式: 张至柔,长海博文,杨续跃.预置粒子对ZM6镁合金热变形组织及力学性能的影响[J].中国有色金属学报,2022,32(6):1579-1590. DOI: 10.11817/j.ysxb.1004.0609.2021-36751

ZHANG Zhi-rou, NAGAUMI Hiromi, YANG Xu-yue. Effects of pre-existing particle on microstructural and mechanical properties of ZM6 magnesium alloy under hot compression[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2022, 32(6): 1579-1590. DOI: 10.11817/j.ysxb.1004.0609.2021-36751

目前在工程应用当中,镁合金具有密度小、尺寸稳定性高、比强度和比刚度高、切削容易等优势,被誉为结构材料中的“绿色材料”,广泛应用于航空、交通、电子工业等领域^[1-3]。在各类镁合金中,稀土镁合金由于优良的室温力学性能,是当前镁合金高强韧的研发重点^[4]。其中,Nd元素由于其高温时溶解度较高、低温时又极易析出的特点,时效硬化效果明显,而备受瞩目^[5-6]。此外,在Mg-Nd系列合金中加入少量Zn元素和Zr元素能够有效地细化晶粒,改善合金的力学性能^[7]。以Mg-Nd-Zn-Zr合金为基础,我国开发的ZM6镁合金已经因为强度适中、韧性和耐腐蚀性能好而受到了越

来越广泛的关注,并被用于制造汽车壳体以及航空航天领域中的发动机曲轴箱和机油泵盖^[8-9]。因此,很有必要对该合金进行更深入的研究,进一步提升其综合性能,从而开拓更广阔的应用市场。

但是,由于镁合金具有HCP结构,基面织构较强、室温下滑移系难以启动,造成镁合金形性差、室温力学性能不佳,限制了其推广^[10-13]。通常而言,提升镁合金力学性能的主要方法有时效处理和热变形等。对于Mg-Nd系合金,大量研究发现,通过时效处理引入预置粒子可以有效提升其强度^[14-15]。其中,SANATY-ZAHE等^[16]通过200℃下8h的时效处理,预置大量 β' 和 β_1 相,有效提升了

基金项目: 国家重点研发计划资助项目(2021YFB3701100, 2022YFE0109600); 国家自然科学基金资助项目(52071344, U1864209)

收稿日期: 2021-06-15; **修订日期:** 2021-12-08

通信作者: 杨续跃,教授,博士;电话:13873133470;E-mail: yangxuyue@csu.edu.cn

Mg-3Nd-0.2Zn合金的硬度。而将FU等^[16]则发现, 200℃时效10~16 h能够有效提升Mg-3Nd-0.2Zn-0.4Zr合金的室温抗拉强度。但是通过时效处理提升强度常伴随着伸长率的损失。而通过热变形细化镁合金晶粒能够有效地降低其基面织构强度, 提升镁合金的综合力学性能^[17-20]。TONG等^[21]对Mg-8.2Gd-3.8Y-1.0Zn-0.4Zr进行降温多向锻造, 经过6道次锻造, 材料的晶粒被细化至约0.9 μm, 且抗拉强度提升至约417 MPa。MINARIK等^[22]通过8道次等通道角挤压工艺, 实现了Mg-3.8Y-2.6RE-0.45Zr镁合金的强度提升, 但是其伸长率显著下降。LI等^[23]对Mg-8.1Zn-5.1Y进行时效和7道次高压扭转联合加工, 材料的显微硬度由约78 HV提升至约115 HV。但是这些剧烈塑性变形方法由于其变形工艺复杂、模具要求高等缺点, 无法广泛应用于实际生产当中。需要开发更简捷的方法提高镁合金的性能。

因此, 本文作者采用了“预置粒子+高温压缩变形”的新方法, 通过在热变形之前对ZM6镁合金进行时效预置大量析出相粒子, 通过这些预置粒子与热变形过程中动态再结晶的交互作用来达到改善组织、调控织构、从而平衡强度与塑性的目的。并通过光学显微镜(OM)和扫描电子显微镜(SEM)的电子背散射衍射(EBSD)、透射电子显微镜(TEM)对热压缩过程中的显微组织进行观察, 分析预置粒子和动态再结晶的交互作用, 研究和讨论预置粒子对ZM6镁合金微观组织演变和力学性能等的影响。

1 实验

实验用所用材料为ZM6镁合金铸锭, 其化学成分(质量分数, %)为Nd 2.0、Zn 0.2、Zr 0.5、Mg余量。铸锭在525℃温度下保温10 h后取出水冷, 获取组织均匀的ZM6镁合金样品。取出一部分Mg-2Nd-0.2Zn-0.5Zr固溶样品, 在220℃下保温不同时间, 进行时效处理, 以引入预置粒子, 记为时效态样品。在Microhardness Tester型维氏硬度机上进行显微硬度测试, 硬度测试载荷为3 N, 保压时间为10 s。将时效硬度最高的样品称为峰值时效态样品。

将固溶态和峰值时效态的样品切取10 mm×10 mm进行单向压缩实验。压缩实验在具有保温功能的压机(WDW-100A型)上进行。在420℃、

450℃、480℃以及510℃四个温度下 $3\times 10^{-1}\text{ s}^{-1}$ 将样品压缩至真应变 $\varepsilon=1.5$ 。将石墨均匀涂抹在样品表面和模具上来进行润滑。在压缩实验前先将模具放入炉内保温约20 min, 然后将样品放入预热约5 min。压缩后迅速将样品取出水淬。

将变形和热处理之后的试样沿着垂直于压缩方向进行研磨、抛光和化学抛光。并在OLYMPUS金相显微镜下进行金相观察。通过电解抛光制备EBSD样品后, 采用Sirion200型场发射扫描电子显微镜(SEM)及其配备的OIM Data Collection 5.3与OIM Analysis 5.3对样品微观织构进行观测及分析。将样品机械研磨至120 μm以下冲成 $d=3\text{ mm}$ 的圆片, 用双喷电解仪(型号MTP-1A)进行双喷减薄, 用于TEM分析。热压缩后拉伸力学性能测试实验在室温下进行, 拉伸试样的计量尺寸为5 mm×1.5 mm×1.2 mm。

2 结果与讨论

2.1 时效硬化行为

对经过525℃均匀化处理10 h的ZM6镁合金样品进行220℃下不同时间的时效处理, 进行硬度测试并绘出时效硬化曲线(H_v-t)如图1所示。由图1可以看出, 固溶态ZM6合金的硬度约为52 HV; 开始时效后, 合金的硬度迅速提升; 时效20 h时, 合金的硬度达到了峰值, 峰值时效的硬度约为78

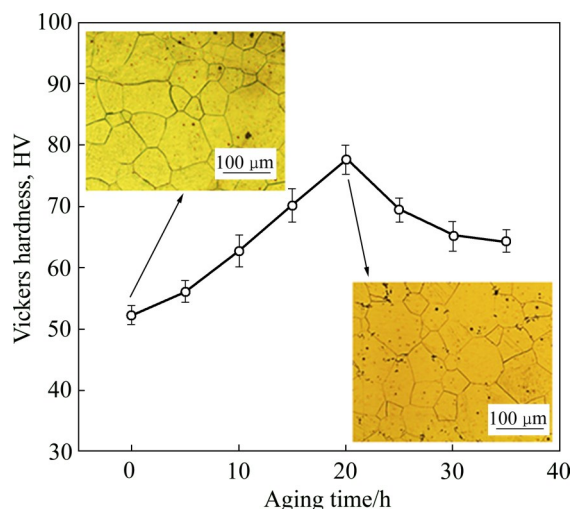


图1 ZM6镁合金的时效硬化曲线及固溶态和峰值时效态的显微组织

Fig. 1 Hardness curves and typical microstructures of ZM6 alloy treated in solid solution and after aging at 220℃

HV; 随后, 合金的硬度开始显著下降。在图 1 中也给出了固溶态和峰值时效态合金的显微组织图, 如图 1 所示, 时效过程中晶粒并没有长大, 其晶粒尺寸约为 $150\ \mu\text{m}$ 。

图 2 所示为 ZM6 合金峰值时效条件下晶内预置粒子的 SEM 像和 TEM 像。其中, 图 2(b) 的入射束方向为 $B=[2\bar{1}\bar{1}0]$ 。首先, 从图 2(a) 中可以看到一些不规则的块状相(见红色箭头所指), 根据 YANG 等^[23]的研究, 这些相是铸造过程中产生的 NdH_2 粒子, 但由于数量少且分布稀疏, 对合金性能影响不大。除此之外, 合金中更多存在的是均匀弥散分布的大量盘状或长棒状析出相, 这些析出相的局部放大如图 2(b) 所示, 这些纳米级的析出相有规律地呈一定角度排列着; 通过进一步的透射表征, 如图 2(c) 所示, 在入射束方向 $B=[\bar{2}110]$ 时(见图 2(d)), 可

以明显观察到组织内均匀的分布着两种形貌的预置粒子, 分别为纺锤状析出相(见黄色椭圆所示)和盘状析出相(见蓝色矩形所示)。从图 2(c) 中还可以看出, 大量较长的盘状析出相与 $(0\bar{1}10)$ 迹线平行或呈 60° 角, 其长度约为 $50\sim 500\ \text{nm}$ 。少量衬度较弱一点纺锤状的析出相, 长度不一。大量关于 Mg-Nd 系合金析出的研究指出^[24-27], 透镜状和盘状的析出相分别为 β' 相和 β_1 相。其中, β' 相具有正交晶结构($a=0.73\ \text{nm}$, $b=1.14\ \text{nm}$, $c=0.52\ \text{nm}$), 成分近似于 Mg_7Nd 。 β' 相和基体的二级柱面平行, 即 $(100)_{\beta'}/(1\bar{2}10)_\alpha$ 、 $[001]_{\beta'}/[0001]_\alpha$ ^[24]。而 β_1 相具有面心立方($a=0.73\ \text{nm}$), 成分近似于 Mg_3Nd 。 β_1 相晶体结构中最大截面积的面与基体的一级柱面平行, 即 $(\bar{1}12)_{\beta_1}/(10\bar{1}0)_\alpha$ 、 $[110]_{\beta_1}/[0001]_\alpha$ ^[24]。因此, 固溶处理后, 峰值预时效处理可置入大量粒子(析出相), 这

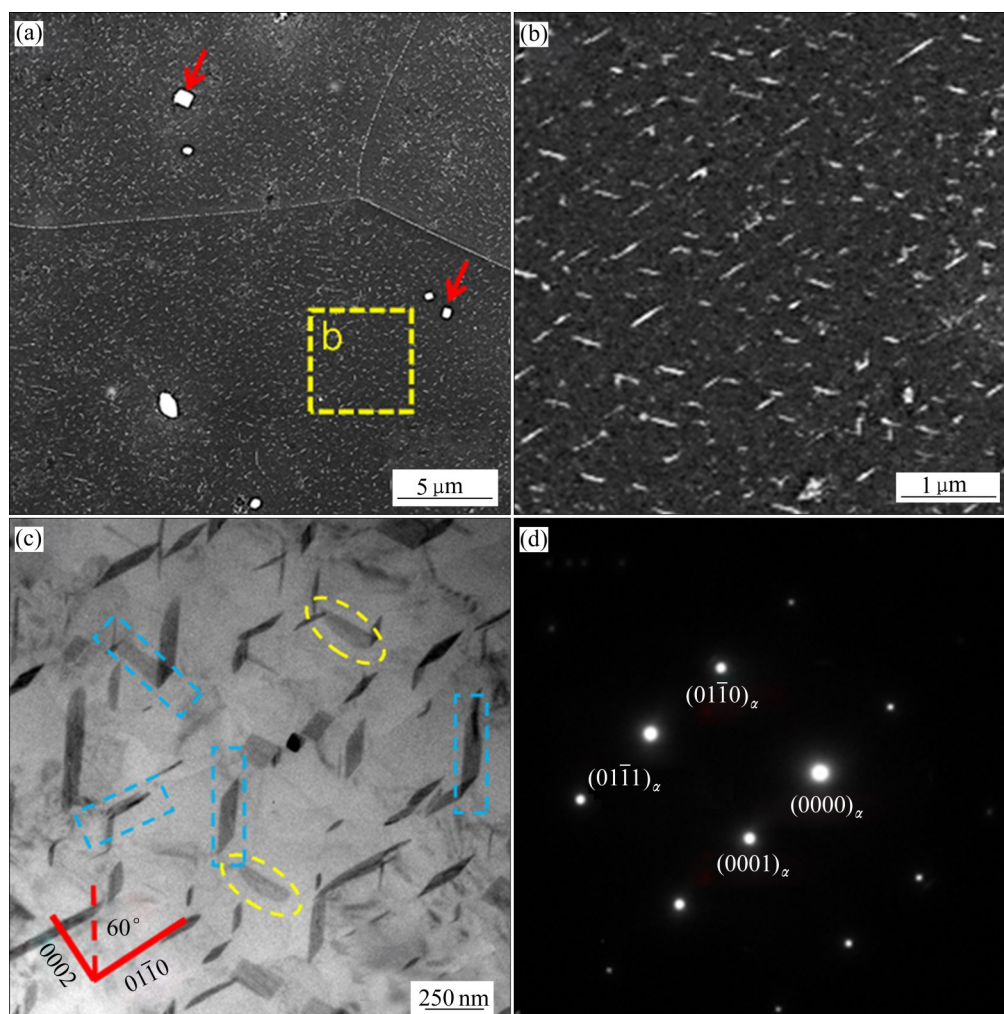


图 2 峰值时效态的 SEM 像及 TEM 明场像和相应的衍射斑点

Fig. 2 Typical SEM images(a), magnified area marked with rectangle in Fig. 2(a) (b), and TEM bright field image(c) and corresponding diffraction pattern(d) of peak-aging sample

些预置粒子由过饱和固溶体中静态析出的大量的 β_1 相和少量的 β' 相组成。

2.2 单向压缩真应力-真应变曲线

对ZM6镁合金的固溶态样品和峰值时效态样品进行单向压缩实验。其中压缩温度为420~510℃,压缩速率为 $3 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$ 。不同温度固溶态和峰值时效态单向压缩的真应力-真应变曲线如图3所示。由图3可以看出,两种状态的样品在单向压缩实验中,流变应力首先迅速升高到达峰值,之后进入一个逐渐软化、稳定的状态;流变应力均随着变形温度的增加而下降,这种现象是因为在温度升高后,临界分切应力降低,同时,温度升高使得压缩过程当中动态再结晶造成的软化效果增大^[2]。将固溶态样品和峰值时效态样品压缩曲线相比较,可以看出每个温度下固溶态样品的流变应力均低于同等温度下峰值时效态样品的流变应力。这是由于预置粒子在热压缩过程当中阻碍了位错运动,从而提升了材料的流变应力。

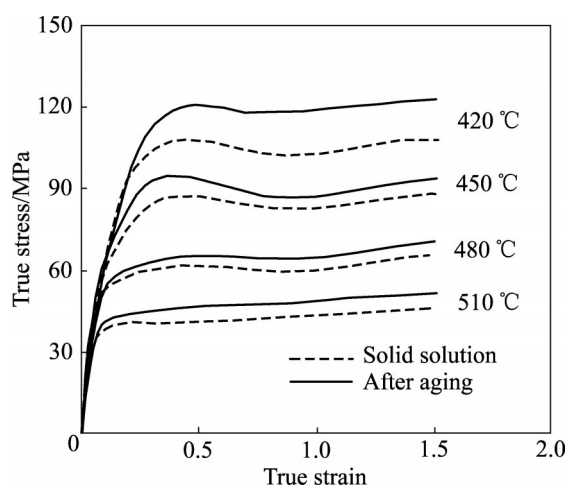


图3 不同温度时单向压缩真应力-真应变曲线

Fig. 3 True stress-true strain curves at various temperature in solid solution (broken line) and subsequent aging (solid line)

2.3 不同温度下热压后组织

图4所示为不同温度固溶态样品和峰值时效态样品热压缩后($\epsilon=1.5$)的光学组织对比。在420℃压缩时,等轴状的原始晶粒被压缩至扁平状,并且可以在变形晶粒内观察到变形带(Deformation bands, DBs),变形带贯穿整个晶粒,一些细小的动态再结晶晶粒沿着变形带分布。在原始晶界和晶粒内部出

现由动态再结晶沿垂直于变形方向排列形成的“链状组织”,但是比例很小,且再结晶晶粒尺寸极为细小,这是由于动态再结晶行为不完全。随着压缩温度上升,再结晶晶粒更易在原始晶粒的晶界上形成,不断地吞噬原始晶粒,并在变形带的作用下逐渐扩展到晶粒内部,动态再结晶起到了晶粒细化效果。同时,再结晶晶粒的平均晶粒尺寸和体积分数也随温度的上升而增加。这是由于升高温度,位错滑移更容易启动,同时升高温度后,合金中原子热振动及扩散速率增加,增大了晶界的迁移能力,所以温度升高可以促进动态再结晶行为,并且获得的动态再结晶晶粒尺寸更大^[2]。

对比不同温度下固溶态和峰值时效态热压后动态再结晶程度及尺寸如图5所示。由图4和5可见,随着变形温度的升高,热压后组织的再结晶体积分数和再结晶尺寸都有所提升。峰值时效态的动态再结晶体积分数(ϕ_{URG})在任何温度下都明显高于固溶态样品,在510℃时峰值时效态再结晶体积分数几乎达到了100%,而固溶态热压后的再结晶体积分数只有85%。结合图4和5可以得出,预置粒子对ZM6镁合金的再结晶具有促进作用。

2.4 热压过程中的显微组织演化

图6所示为固溶态ZM6镁合金在510℃下热压缩过程中的组织演化。其中,变形量 ϵ 分别为0.2、0.5、0.9和1.5。从图6可以发现,固溶态样品在低应变($\epsilon=0.2$)时原始晶粒被压扁,并且在变形带和晶界附近都已经出现了动态再结晶晶粒,随着变形程度的增加,先形成的动态再结晶晶粒随之长大,并发生了二次动态再结晶;当真应变量为 $\epsilon=1.5$ 时,动态再结晶已经达到了85%,并且动态再结晶尺寸较之 $\epsilon=0.2$ 和 $\epsilon=0.5$ 时有所下降。

图7所示为峰值时效态ZM6镁合金在510℃下热压过程中的组织演化。其中,变形量 ϵ 分别为0.2、0.5、0.9和1.5。由图7可知,峰值时效态试样的组织演化规律和固溶态试样的演化规律存在明显差异。从图8(a)中可以清晰地看出,当试样压缩变形至 $\epsilon=0.2$ 时,几乎没有动态再结晶晶粒出现,同时在粗大的晶粒内部可以观察到变形带,随着应变量的进一步增加,越来越多的再结晶晶粒出现在晶界和晶粒内部的变形带上,随后,晶界及变形带上的再结晶晶粒逐渐增多并相互连接(如图7(b)和(c))

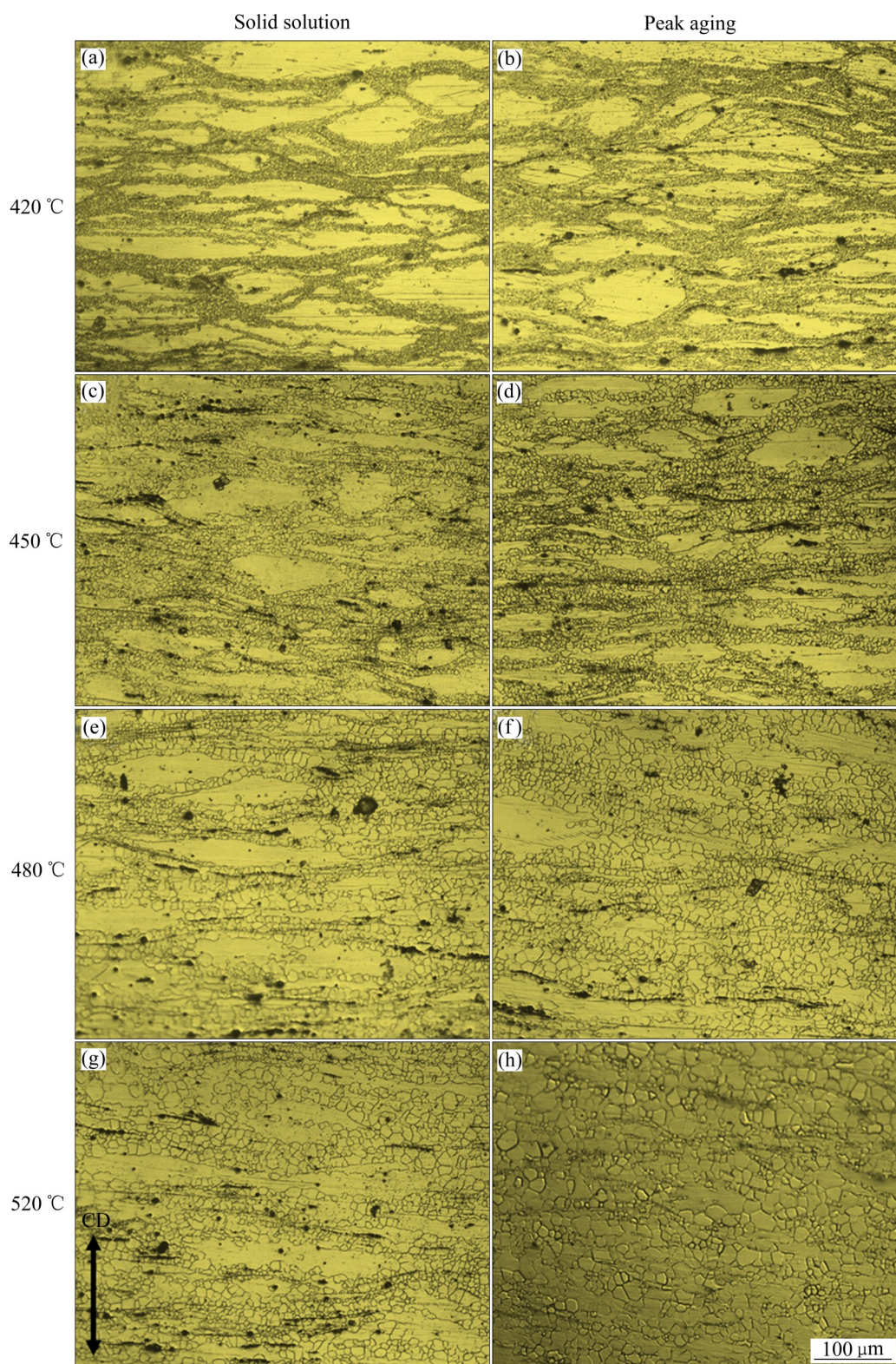


图4 不同温度热压后固溶态样品和峰值时效态样品的显微组织

Fig. 4 Microstructures of solid solution and peak-ageing samples compressing under various temperatures from 410 °C to 520 °C

所示), 最后, 在压缩变形量增加到 $\epsilon=1.5$ 时, 可看出组织基本上由等轴状的再结晶晶粒组成, 再结晶

程度几乎达到100%。

峰值时效态 ZM6 合金变形至不同变形量后的

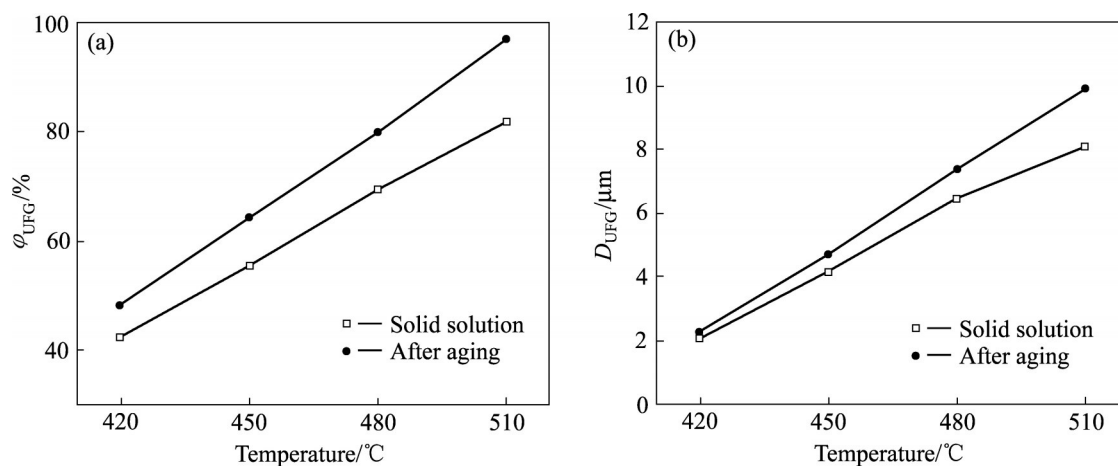


图5 动态再结晶体积分数及动态再结晶晶粒尺寸与变形温度的关系

Fig. 5 Volume fraction of ultra-fine grains (UFGs) (a), and average grain size D_{UFG} (b) of UFGs with compression temperature at true strain of $\varepsilon=1.5$ for solid solution and after aging sample

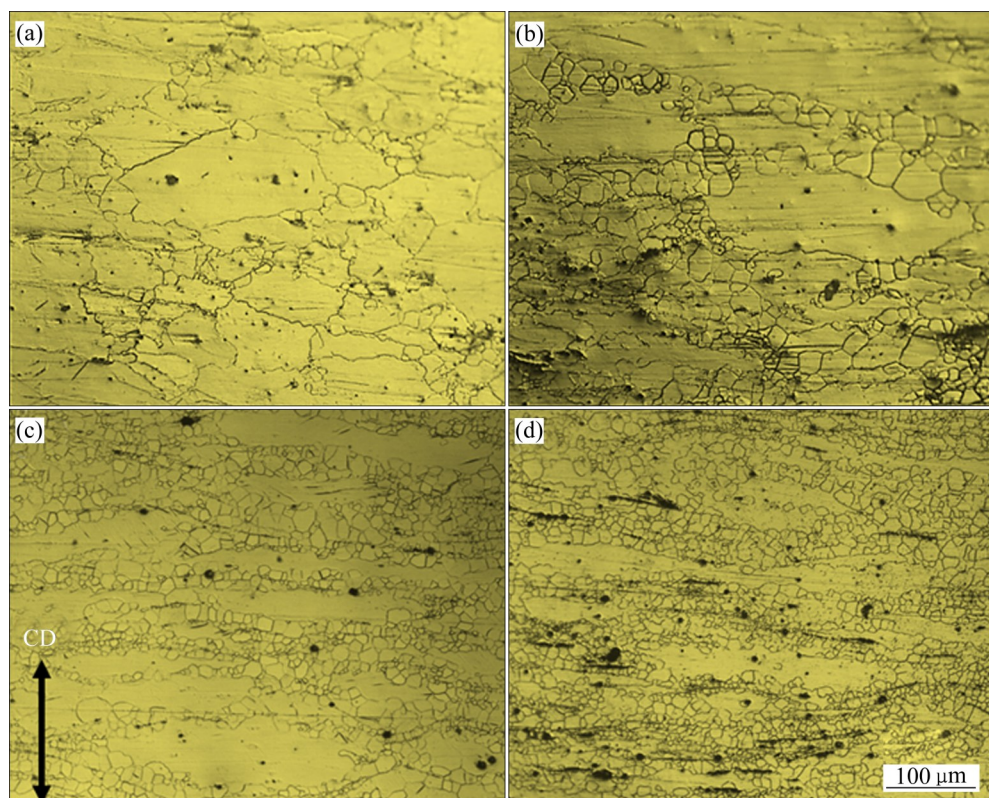


图6 固溶态样品在 510 °C 热压过程中显微组织演化过程

Fig. 6 Microstructure evolution of solid solution sample deformed at 510 °C: (a) $\varepsilon=0.2$; (b) $\varepsilon=0.5$; (c) $\varepsilon=0.9$; (d) $\varepsilon=1.5$

扫描电镜(SEM)像和透射电镜(TEM)像如图8所示。其中变形量为分别为 $\varepsilon=0.2$, $\varepsilon=0.5$ 和 $\varepsilon=1.5$ 。由图8(a)可以清晰地看到, 在热变形初期, 预置粒子不仅分布在原始晶粒的晶界上, 也分布在变形初期形成的变形带上(由白色箭头所指), 而未热压缩的峰值时效态的样品中析出相均匀分布在晶粒内部。该

现象表明: 试样热压缩变形至 $\varepsilon=0.2$ 的过程中, 发生了动态析出。此外, 还可以发现变形前预置粒子出现了破碎, 并且在 $\varepsilon=0.5$ 时有一定回溶。随着热压的进一步进行, 当应变量达到 $\varepsilon=1.5$ 时, 预置粒子已经完全碎化并球化。在图8(d)中可以看到, 一部分预置粒子和变形带相互纠缠(如白色箭头所

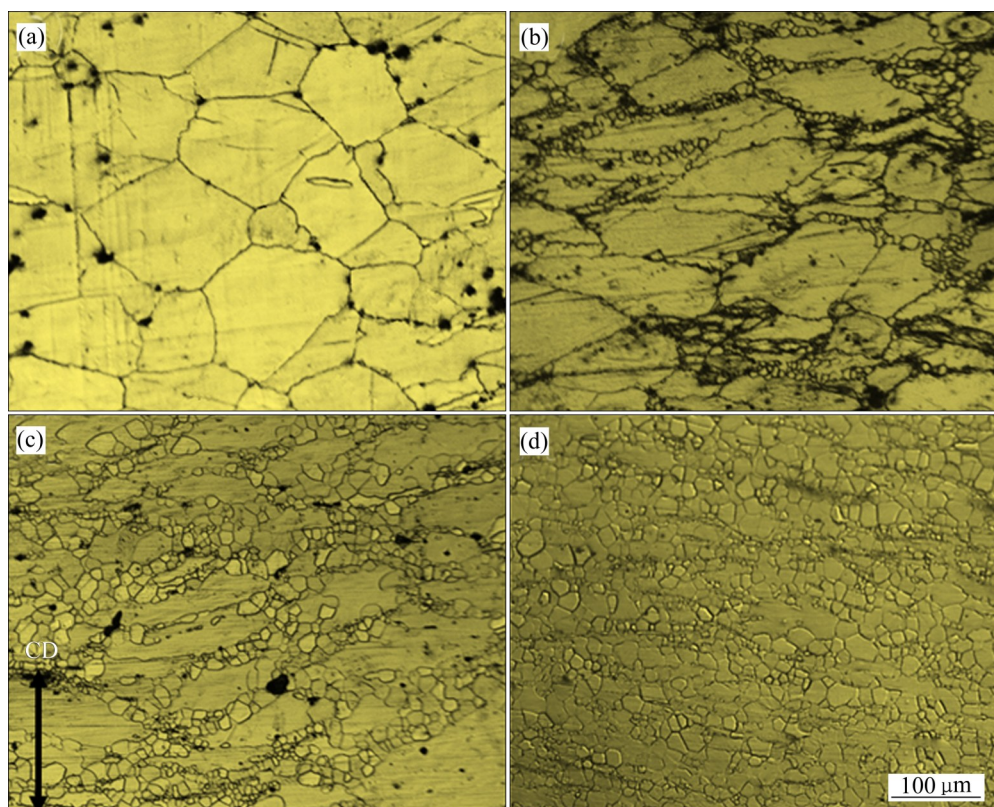


图 7 峰值时效态 ZM6 镁合金在 510 °C 热压过程中的组织演化

Fig. 7 Microstructure evolution of peak-aged ZM6 Mg alloy deformed at 510 °C: (a) $\varepsilon=0.2$; (b) $\varepsilon=0.5$; (c) $\varepsilon=0.9$; (d) $\varepsilon=1.5$

指), 而一些预置粒子分布在再结晶晶粒晶界上(如黑色箭头所指)。可见, 位错通常会在这些预置粒子附近产生, 并且其运动同样被预置粒子阻碍。总而言之, 峰值时效态 ZM6 镁合金中的预置粒子在中低应变量时破碎细化, 并随着变形量的继续增加而重新分布。即峰值时效态 ZM6 的动态再结晶行为和预置粒子息息相关。

由大量研究报道得知^[11, 28-29], 在热变形过程中, 镁合金在低应变时可以沿晶界形成再结晶, 并在变形带的促进作用下扩展至晶粒内部。也就是说, 镁合金的动态再结晶晶粒可以在被变形带分割的地方形成, 然后受一系列应变激发的连续反应控制, 这样的动态再结晶方式为连续动态再结晶。从图 7 和 8 中可以发现, ZM6 镁合金的动态再结晶机制可能为连续动态再结晶。这一动态再结晶方式和传统的不连续动态再结晶方式具有明显差别: 不连续动态再结晶多发生在具有较低或中等层错能的面心立方结构材料中, 再结晶过程包括形核和长大两个过程, 也就是说不连续动态再结晶是一个热激活

过程; 相反地, 连续动态再结晶是在应力激发下发生的一个独立过程, 不属于热激活过程^[28]。

此外, 从显微组织变化可以看出, ZM6 镁合金经过时效处理后形成大量预置粒子。在变形初期, 预置粒子和基体之间的晶格错配会引入更多的位错来协调变形, 而不是通过孪生或动态再结晶协调变形, 也就是说, 这些预置粒子在热压缩变形初期对再结晶晶粒的形成存在一定程度的阻碍作用, 同时在低应变时促进变形带的产生(见图 7(a)): 随着变形量增加, 位错运动受到了预置粒子的阻碍, 并在预置粒子的附近缠结、塞积, 形成的低角度晶界就是变形带, 进一步形成动态再结晶。这一影响在固溶态样品中是没有的, 这是峰值时效态样品具有更高再结晶程度的本质原因。预置粒子会有效促进高应变下完全动态再结晶组织的形成。而没有进行时效处理的固溶态试样在变形初始阶段更易产生动态再结晶, 并且由于没有预置粒子对位错的阻碍作用, 热变形过程中形成的变形带少(见图 6(a)), 最终在高应变下的再结晶体积分数也相对较小。

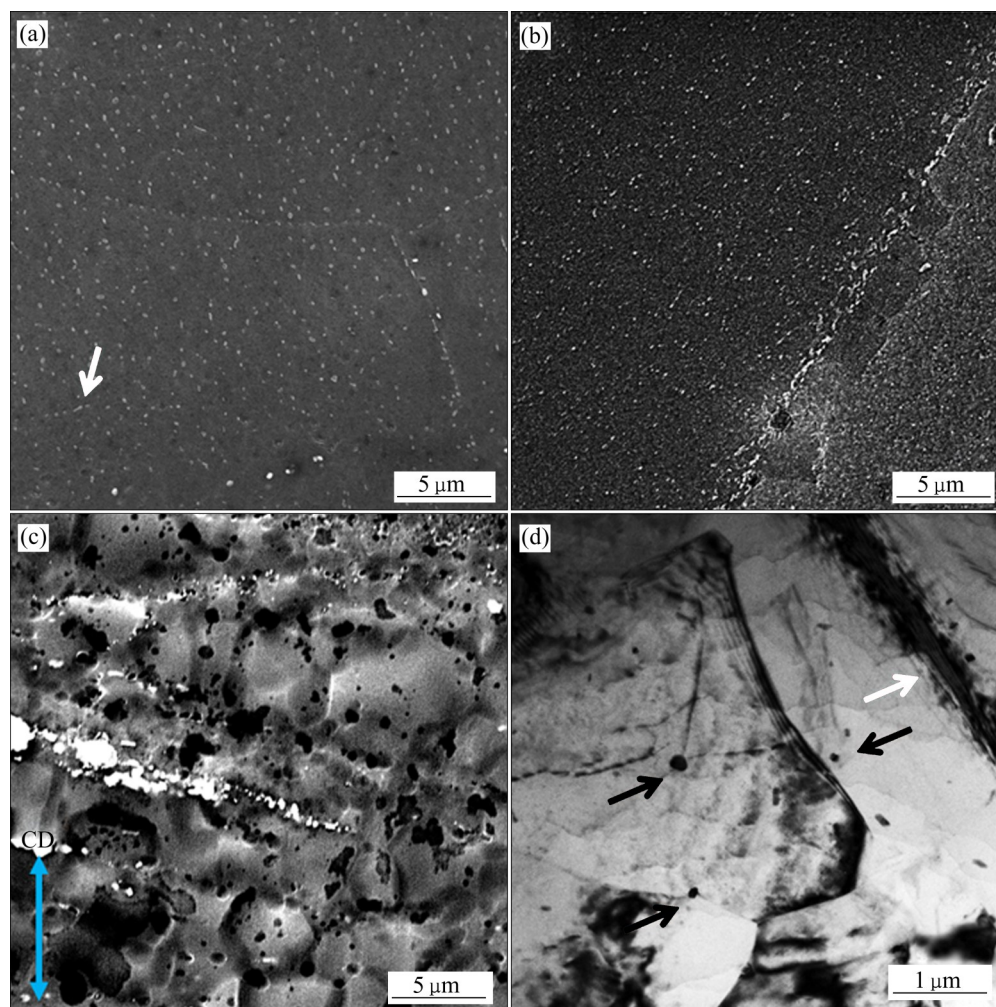


图8 峰值时效态样品热压过程中析出相SEM像和TEM像

Fig. 8 Typical SEM images((a), (b), (c)) and TEM image(d) of precipitates in peak-aging sample deformed at 510 °C: (a) $\varepsilon=0.2$; (b) $\varepsilon=0.5$; (c) $\varepsilon=1.5$

2.5 热压后的微观取向

通过EBSD技术对固溶态和峰值时效态ZM6镁合金510 °C热压缩后的组织演变进行分析。图9所示为ZM6镁合金变形至 $\varepsilon=1.5$ 时的典型取向图和 $\{0001\}$ 极图。晶粒的不同颜色代表了相应的反极图坐标当中的不同取向，低角晶界($3^\circ\sim 5^\circ$)用白色实线表示，低角晶界($5^\circ\sim 15^\circ$)由黑色细实线表示，高角晶界(15° 以上)用黑色粗实线表示。从图9可以看出，峰值时效态试样中等轴状的再结晶晶粒几乎遍布整个区域，其再结晶晶粒比固溶态样品大，该结果与金相组织对应。此外，峰值时效态样品的组织明显弱于固溶态样品，两者的最大相对强度分别为5.584和10.998。从图9还可以观察到，变形组织中保留的原始粗大晶粒的基面几乎旋转至与压缩方向

垂直。综上所述，具有预置粒子的峰值时效态合金的连续动态再结晶发生更完全，再结晶体积分数更大，因此其组织更弱。

2.6 单向压缩后力学性能

图10(a)所示为ZM6镁合金在不同温度压缩变形至 $\varepsilon=1.5$ 后的室温拉伸工程应力-工程应变曲线。为了更清楚地观察材料热压缩后力学性能随着温度的变化规律，图4(b)给出了抗拉强度(Ultimate tensile strength)和伸长率(Tensile elongation)随温度变化的曲线图。从图10可以看出，预置粒子可以同步提升ZM6镁合金的抗拉强度和伸长率。在420 °C下，固溶态和峰值时效态样品热压后的抗拉强度分别为226 MPa和256 MPa，伸长率分别为

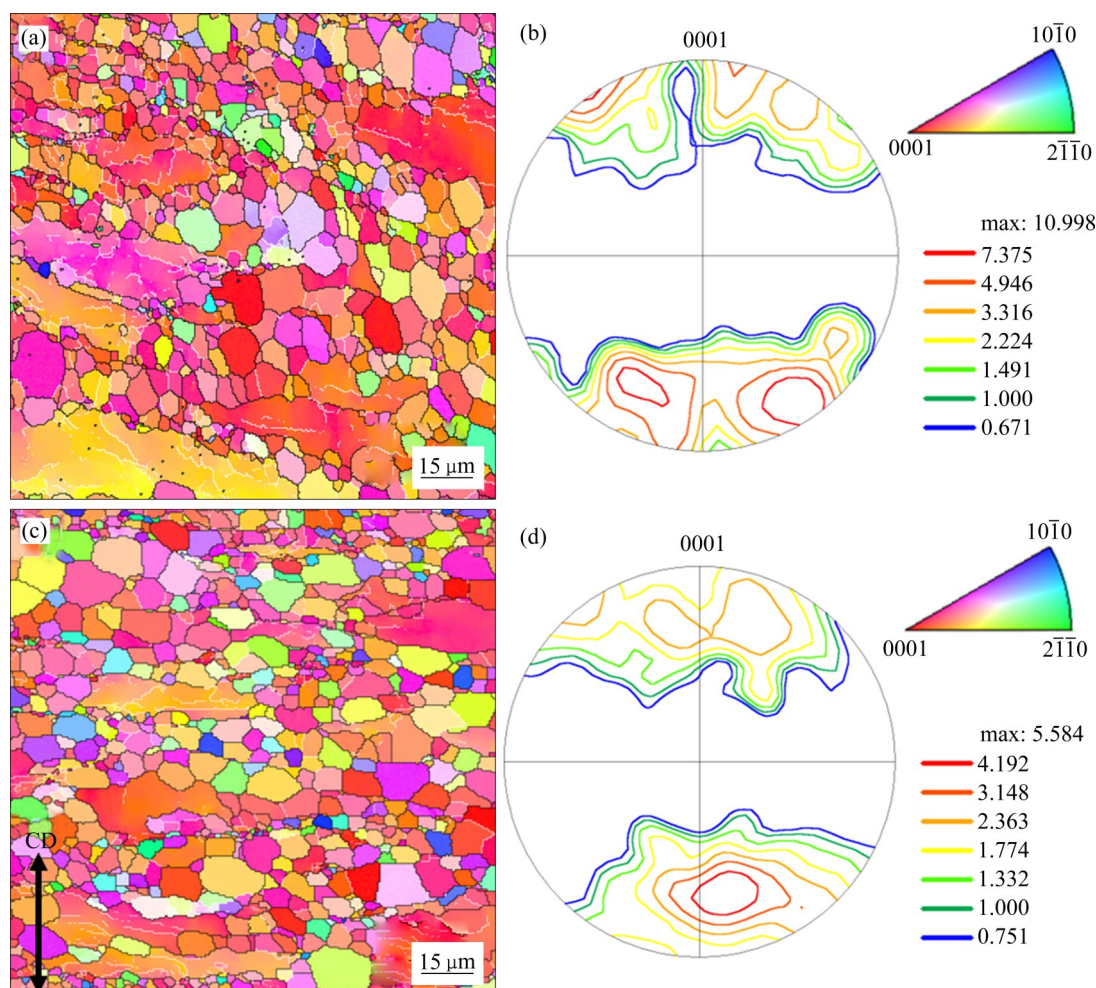


图9 ZM6 镁合金变形至 $\varepsilon=1.5$ 时的典型取向分布图及对应的 $\{0001\}$ 极图

Fig. 9 Typical IPF maps((a), (c)) and corresponding $\{0001\}$ pole figures((b), (d)) developed at $\varepsilon=1.5$ for solid solution ZM6 Mg alloy((a), (b)) and peak-aging sample((c), (d)) after compression at 510 °C

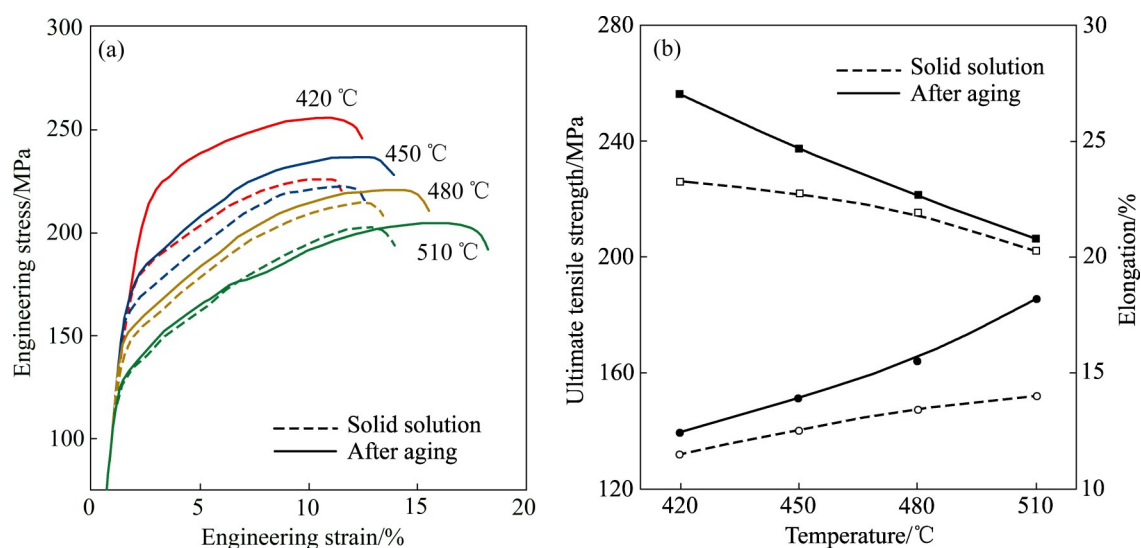


图10 不同温度压缩后ZM6 镁合金的室温拉伸工程应力-工程应变曲线以及抗拉强度和伸长率随温度的变化曲线

Fig. 10 Engineering tensile stress-strain curves(a) of ZM6 Mg alloys after hot deformation to $\varepsilon=1.5$ at various temperatures and changing curves of mechanical properties as function of temperature(b)

11.5%和12.4%。此时,预置粒子对强度的提升较明显,但是对伸长率的提升并不明显。随着温度的提升,预置粒子对强度的提升逐渐下降,但在510℃压缩时,峰值时效态样品的抗拉强度仍然高于固溶态样品的,峰值时效态样品热压后的强度为206 MPa,而固溶态样品热压后的抗拉强度为202 MPa。此时,预置粒子对于伸长率的提升最明显,峰值时效态热压样品和固溶态热压样品的伸长率分别为17.8%和14.0%。结合图5可以看出,伸长率的提升和动态再结晶体积分数和平均尺寸的提升趋势相同。在510℃压缩时,二者之间的动态再结晶分数和动态再结晶程度差距最大,这说明样品伸长率的提升主要与组织中的再结晶程度相关。

3 结论

1) 时效过程中在ZM6镁合金引入了热稳定性高的 β_1 和少量 β' 预置粒子,热压缩变形过程中,预置粒子与位错发生强烈的交互作用,引起流变应力-应变曲线硬化现象。

2) 在峰值时效态样品中,预时效产生的预置粒子在单向压缩的过程当中被机械碎化和球化。并且,预置粒子对动态再结晶具有促进作用,在510℃变形至 $\varepsilon=1.5$ 时,动态再结晶体积分数几乎达到了100%。

3) 在变形过程中,动态再结晶在原始晶粒的晶界和变形带附近出现,动态再结晶能够弱化和随机化组织。

4) ZM6镁合金在220℃下时效20 h后在510℃高速压缩至 $\varepsilon=1.5$ 时性能改善为明显,伸长率提升至18.2%。这是由于动态再结晶过程和动态再结晶体积分数的影响。

REFERENCES

- [1] HIRSCH J, AL-SAMMAN T. Superior light metals by texture engineering: Optimized aluminum and magnesium alloys for automotive applications[J]. *Acta Materialia*, 2013, 61(3): 818–843.
- [2] 肖振宇, 杨溢, 袁星宇, 等. 分步锻压工艺对AZ91镁合金组织演化及力学性能的影响[J]. *中国有色金属学报*, 2018, 28(11): 2173–2181.
- [3] JOOST W J, KRAJEWSKI P E. Towards magnesium alloys for high-volume automotive applications[J]. *Scripta Materialia*, 2017, 128: 107–112.
- [4] KUMAR N, CHOUDHURI D, BANERJEE R, et al. Strength and ductility optimization of Mg-Y-Nd-Zr alloy by microstructural design[J]. *International Journal of Plasticity*, 2015, 68: 77–97.
- [5] 庞松, 韩朝霞, 任政, 等. 含Nd镁合金材料研究应用现状与展望[J]. *兵器材料科学与工程*, 2017, 40(4): 115–120.
- [6] PANG Song, HAN Zhao-xiao, REN Zheng, et al. Present status and prospect of magnesium alloys containing Nd[J]. *Ordnance Material Science and Engineering*, 2017, 40(4): 115–120.
- [7] ZHANG Z R, YANG X Y, XIAO Z Y, et al. Dynamic recrystallization behaviors of a Mg-4Y-2Nd-0.2Zn-0.5Zr alloy and the resultant mechanical properties after hot compression[J]. *Materials & Design*, 2016, 97: 25–32.
- [8] 彭永刚, 杜志伟, 李永军, 等. Mg-7Gd-5Y-1Nd-xZn-0.5Zr ($x=0, 1, 2$) 挤压态合金微观组织和力学性能[J]. *中国有色金属学报*, 2021, 31(1): 9–20.
- [9] PENG Yong-gang, DU Zhi-wei, LI Yong-jun, et al. Microstructures and mechanical properties of extruded Mg-7Gd-5Y-1Nd-xZn-0.5Zr ($x=0, 1, 2$) alloys[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2021, 31(1): 9–20.
- [10] ZHANG T X, ZHAO X T, LIU J H, et al. The microstructure, fracture mechanism and their correlation with the mechanical properties of as-cast Mg-Nd-Zn-Zr alloy under the effect of cooling rate[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2021, 801: 140382.
- [11] 夏长清, 武文花, 吴安如, 等. Mg-Nd-Zn-Zr 稀土镁合金的热变形行为[J]. *中国有色金属学报*, 2004, 14(11): 1810–1816.
- [12] XIA Chang-qing, WU Wen-hua, WU An-ru, et al. Hot-compression deformation behavior of Mg-Nd-Zn-Zr magnesium alloy[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2004, 14(11): 1810–1816.
- [13] SUN C C, LIU K, WANG Z H, et al. Hot deformation behaviors and processing maps of Mg-Zn-Er alloys based on Gleeble-1500 hot compression simulation[J]. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2016, 26(12): 3123–3134.

- [11] ZHANG Z R, HUO Q H, XIAO Z Y, et al. Optimizing the mechanical properties of a Mg-Y-Nd-Zn-Zr alloy via interrupted compression with an intermediate annealing[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2021, 812: 141102.
- [12] HANTZSCHE K, BOHLEN J, WENDT J, et al. Effect of rare earth additions on microstructure and texture development of magnesium alloy sheets[J]. *Scripta Materialia*, 2010, 63(7): 725–730.
- [13] ZHANG Z R, HUO Q H, XIAO Z Y, et al. Microstructural evolutions and mechanical properties of Mg-xY-2Nd-0.2Zn-0.5Zr ($x=0, 2, 4, 6$ and 8) alloy under hot compression[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2020, 772: 138816.
- [14] CHANG J W, PENG L M, GUO X W, et al. Comparison of the corrosion behaviour in 5% NaCl solution of Mg alloys NZ30K and AZ91D[J]. *Journal of Applied Electrochemistry*, 2008, 38(2): 207–214.
- [15] FU P H, PENG L M, JIANG H Y, et al. Effects of heat treatments on the microstructures and mechanical properties of Mg-3Nd-0.2Zn-0.4Zr (wt.%) alloy[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2008, 486(1/2): 183–192.
- [16] SANATY-ZADEH A, LUO A A, STONE D S. Comprehensive study of phase transformation in age-hardening of Mg-3Nd-0.2Zn by means of scanning transmission electron microscopy[J]. *Acta Materialia*, 2015, 94: 294–306.
- [17] BOUREZG Y I, AZZEDDINE H, BAUDIN T, et al. Texture and microhardness of Mg-Rare Earth (Nd and Ce) alloys processed by high-pressure torsion[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2018, 724: 477–485.
- [18] KANG Z X, ZHOU L L, ZHANG J Y. Achieving high strain rate superplasticity in Mg-Y-Nd-Zr alloy processed by homogenization treatment and equal channel angular pressing [J]. *Materials Science and Engineering A*, 2015, 633: 59–62.
- [19] SHAH S S A, JIANG M G, WU D, et al. Dynamic recrystallization and texture evolution of GW94 Mg alloy during multi- and unidirectional impact forging[J]. *Acta Metallurgica Sinica (English Letters)*, 2018, 31(9): 923–932.
- [20] 吴远志, 严红革, 朱素琴, 等. 多向锻造 ZK60 镁合金组织和性能的均匀性[J]. *中国有色金属学报*, 2014, 24(2): 310–316.
- WU Yuan-zhi, YAN Hong-ge, ZHU Su-qin, et al. Homogeneity of microstructure and mechanical properties of ZK60 magnesium alloys fabricated by high strain rate triaxial-forging[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2014, 24(2): 310–316.
- [21] TONG L B, CHU J H, SUN W T, et al. Achieving an ultra-high strength and moderate ductility in Mg-Gd-Y-Zn-Zr alloy via a decreased-temperature multi-directional forging[J]. *Materials Characterization*, 2021, 171: 110804.
- [22] MINÁRIK P, ZEMKOVÁ M, VESELÝ J, et al. The effect of Zr on dynamic recrystallization during ECAP processing of Mg-Y-RE alloys[J]. *Materials Characterization*, 2021, 174: 111033.
- [23] LI Y S, WANG J H, XU R. The microstructure and mechanical properties of nanocrystalline Mg-Zn-Y alloy achieved by a combination of aging and high pressure torsion[J]. *Vacuum*, 2020, 178: 109396.
- [24] YANG Y L, PENG L M, FU P H, et al. Identification of NdH_2 particles in solution-treated Mg-2.5%Nd (wt.%) alloy[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2009, 485(1/2): 245–248.
- [25] ZHANG Z R, HUO Q H, ZHANG Y X, et al. Impacts of artificial aging state on the creep resistance of a rolled Mg-3.5Nd alloy[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2021, 819: 141491.
- [26] CHOUDHURI D, DENDGE N, NAG S, et al. Role of applied uniaxial stress during creep testing on precipitation in Mg-Nd alloys[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2014, 612: 140–152.
- [27] ZHOU B J, WANG L Y, CHEN B, et al. Study of age hardening in a Mg-2.2wt%Nd alloy by in situ synchrotron X-ray diffraction and mechanical tests[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2017, 708: 319–328.
- [28] HUO Q H, YANG X Y, MA J J, et al. Texture weakening of AZ31 magnesium alloy sheet obtained by a combination of bidirectional cyclic bending at low temperature and static recrystallization[J]. *Journal of Materials Science*, 2013, 48(2): 913–919.
- [29] SAKAI T K, BELYAKOV A, KAIBYSHEV R, et al. Dynamic and post-dynamic recrystallization under hot, cold and severe plastic deformation conditions[J]. *Progress in Materials Science*, 2014, 60: 130–207.

Effects of pre-existing particle on microstructural and mechanical properties of ZM6 magnesium alloy under hot compression

ZHANG Zhi-rou¹, NAGAUMI Hiromi², YANG Xu-yue¹

(1. School of Materials Science and Engineering, Central South University, Changsha 410083, China;

2. School of Iron and Steel, Soochow University, Suzhou 215100, China)

Abstract: The effects of pre-existing particles on the microstructure of a ZM6 magnesium alloy during hot deformation were investigated by optical microscopy (OM), scanning electron microscopy (SEM), back-scattering diffractometry (EBSD), and transmission electron microscopy (TEM). The mechanical properties were detected through tensile tests at room temperature. The results show that dynamic recrystallization (DRX) is remarkably promoted during compression by the pre-existing particles. Accordingly, obvious grain refinement and basal texture weakening are observed after compression, resulting in improvement of ultimate tensile strength and elongation. Compared with the sample without pre-existing particles, the volume fraction of dynamic recrystallization increases from 85% to almost 100%, and the elongation of compressed sample with pre-existing particle treatment increases by 30%, reaching a maximum of 18.2%, without any drop in strength.

Key words: ZM6 Mg alloy; pre-existing particle; hot compression; dynamic recrystallization; mechanical properties

Foundation item: Projects(2021YFB3701100, 2022YFE0109600) supported by the National Key Research and Development Program of China; Projects(52071344, U1864209) supported by the National Natural Science Foundation of China

Received date: 2021-06-15; **Accepted date:** 2021-12-08

Corresponding author: YANG Xu-yue; Tel: +86-13873133470; E-mail: yangxuyue@csu.edu.cn

(编辑 龙怀中)