

变形机制与组织演化

稀土镁合金长程应变速率下室温形变机制

韩陆依^{1,2}, 王广春^{1,2}

- (1. 山东大学 金属成形高端装备与先进技术全国重点实验室, 山东 济南 250061;
2. 山东大学 材料液固结构演变与加工教育部重点实验室, 山东 济南 250061)

摘要: 针对 Mg-Y-Nd-Zr-Gd 合金在室温条件下进行了常规应变速率 ($1 \times 10^{-3} \sim 1 \text{ s}^{-1}$) 以及超高应变速率 ($>1 \times 10^3 \text{ s}^{-1}$) 范围内的压缩形变测试, 并对其力学响应以及微观组织演变进行了综合探究。结果显示, Mg-Y-Nd-Zr-Gd 合金在两种应变速率范围内展现出迥异的形变特征。在常规应变速率范围内, 不同应变速率下材料的力学性能特征相近, 材料屈服之后加工硬化率持续下降。然而, 当进入超高应变速率范围内时, 材料的屈服点上升, 并且加工硬化率出现平台并持续到材料断裂失效。常规应变速率下的主要形变机制为基面滑移以及拉伸孪晶, 而超高应变速率下形变后出现大量的二次孪晶。通过 IGMA 分析发现, 超高应变速率下 $\langle c+a \rangle$ 等非基面滑移系被开动, 高 CRSS 值滑移系的开动以及二次孪晶与复杂的非基面滑移的交互作用是 Mg-Y-Nd-Zr-Gd 合金超高应变速率下屈服点提升以及异常加工硬化的主要原因。

关键词: Mg-Y-Nd-Zr-Gd 合金; 应变速率; 力学性能; 孪晶; 滑移系

DOI: 10.13330/j.issn.1000-3940.2024.07.008

中图分类号: TG30

文献标志码: A

文章编号: 1000-3940 (2024) 07-0074-07

Room temperature deformation mechanism of rare earth magnesium alloy under long-range strain rate

Han Luyi^{1,2}, Wang Guangchun^{1,2}

- (1. State Key Laboratory of Advanced Equipment and Technology for Metal Forming, Shandong University, Jinan 250061, China;
2. Key Laboratory for Liquid-Solid Structural Evolution and Processing of Materials (Ministry of Education), Shandong University, Jinan 250061, China)

Abstract: For Mg-Y-Nd-Zr-Gd alloy, a compression deformation test was conducted under conventional strain rate ($1 \times 10^{-3} \sim 1 \text{ s}^{-1}$) and ultrahigh strain rate ($>1 \times 10^3 \text{ s}^{-1}$) at room temperature, and its mechanical response and microstructure evolution were studied comprehensively. The results show that the deformation characteristics of Mg-Y-Nd-Zr-Gd alloy under two strain rate ranges are different. Within the conventional strain rate range, the mechanical properties of the material are similar under different strain rates, and the work hardening rate of the material continues to decrease after yielding. However, when entering the ultrahigh strain rate range, the yield point of the material rises, and the work hardening rate appears to plateau and continues until the material breaks. Under conventional strain rate conditions, the dominant deformation mechanisms are basal slip and tensile twins, while a large number of secondary twins appear after the ultrahigh strain rate deformation. According to IGMA analysis, it is found that the non-basal $\langle c+a \rangle$ slip systems are activated at the ultrahigh strain rate. The activation of slip systems with high CRSS value and the interactions between secondary twins and complex non-basal slip are the main reasons for the yield point increase and abnormal work hardening of Mg-Y-Nd-Zr-Gd alloy at ultra high strain rate.

Key words: Mg-Y-Nd-Zr-Gd alloy; strain rate; mechanical property; twinning; slip system

作为最轻的结构材料之一, 镁合金在航空航天、

车辆运输以及电子 3C 等领域的轻量化发展中被给予了厚望, 并且近年来受到了广泛的科研以及工业关注^[1-4]。中国是世界上镁矿资源最大的国家, 因此, 拓展镁合金以及镁合金产品更广泛的工业应用对于提升我国资源价值以及实现节能减排具有重要意义。然而, 镁合金的低强度以及塑性差等缺陷制约了镁合金的生产以及应用。

作为密排六方晶体结构材料, 镁合金存在多种

收稿日期: 2024-05-29; 修订日期: 2024-06-29

基金项目: 山东省重点研发计划 (重大科技创新工程) 资助项目 (2021ZLGX01)

作者简介: 韩陆依 (1993-), 男, 博士研究生

E-mail: hanluyi@mail.sdu.edu.cn

通信作者: 王广春 (1966-), 男, 博士, 教授

E-mail: wgc@sdu.edu.cn

位错滑移类型, 例如 $\{0001\} \langle 11-20 \rangle$ 基面滑移系, $\{01-10\} \langle 11-20 \rangle$ 柱面滑移系以及 $\{11-22\} \langle 11-23 \rangle$ 二阶锥面滑移等^[4-6]。然而, 不同滑移系之间的临界剪切应力值相差较大, 因此, 室温形变条件下镁合金主要依靠开动临界剪切应力 (Critical Resolved Shear Stress, CRSS) 最小的基面滑移系, 这导致镁合金的强度较低, 并且具有较强的各向异性^[5,7-8]。此外, 基面滑移只有 3 个独立的分量, 因此单一依靠基面滑移无法满足 Von Mises 准则, 即至少需要 5 个独立的滑移系的开动才能满足协调多晶材料的塑性形变, 基面滑移被认为无法协调材料在 c 轴的应变。室温条件下镁合金塑性形变过程中 c 轴形变主要依靠孪晶的开动协调, 镁合金中存在 $\{10-12\} \langle 10-1-1 \rangle$ 拉伸孪晶、 $\{10-11\} \langle 10-1-2 \rangle$ 压缩孪晶以及 $\{10-11\} - \{10-12\}$ 二次孪晶等形式^[4,9-10]。其中, 同样得益于其较低的 CRSS 值, 拉伸孪晶通常是镁合金塑性形变过程中最常见的孪晶形式。

目前, 协同提升镁合金的强塑性的一个思路是提高非基面滑移系的开动并且降低镁合金材料的织构^[11-14], 对此, 合金化是最行之有效的方式。研究表明, 稀土元素如 Y^[15-16]、Nd^[17-18] 等在镁基体中具有良好的溶解性, 并且稀土元素的添加能够有效降低非基面滑移系与基面滑移系之间的 CRSS 差, 因而可有效提升形变过程中非基面滑移的开动比例, 因此, 稀土镁合金作为一个独特的镁合金分支受到了广泛的研究关注。目前, 对于常规镁合金以及稀土镁合金室温塑性形变机制的研究多集中于准静态或者常规低速率范围内 (应变速率 $< 1 \text{ s}^{-1}$)。文献 [19] 报道了镁合金在超高应变速率拉伸时非基面滑移系的开动比例明显提高, 然而未体现应变速率对于开动孪晶类型以及硬化行为的影响。

为了探究稀土镁合金在常规应变速率以及超高应变速率范围内的形变机制, 通过常规压缩实验以及霍普金森压杆实验对 Mg-Y-Nd-Zr-Gd 合金进行了长程应变速率范围内的室温压缩测试, 探究不同应变速率下 Mg-Y-Nd-Zr-Gd 合金的力学响应特征以及微观组织演变特点, 系统地分析了稀土镁合金室温条件下在长程应变速率范围内的位错以及孪晶开动情况。

1 实验材料与方法

1.1 实验材料

实验采用的初始材料为 Mg-Y-Nd-Zr-Gd 合金挤

出态棒材, 材料的成分配比 (% , 质量分数) 为 Mg-4.01Y-2.15Nd-0.7Gd-0.46Zr。材料经 $525 \text{ }^{\circ}\text{C} \times 8 \text{ h}$ 固溶处理并迅速水淬, 以消除挤压过程产生的形变缺陷并且获得完全再结晶的晶粒组织, 随后将固溶处理的材料采用线切割分别加工为尺寸为 $\Phi 8 \text{ mm} \times 12 \text{ mm}$ 以及 $\Phi 6 \text{ mm} \times 7.2 \text{ mm}$ 的圆柱试样。

1.2 实验设置

采用 Gleeble-1500D 热模拟试验机进行常规应变速率下的室温压缩实验, 采用的试样尺寸为 $\Phi 8 \text{ mm} \times 12 \text{ mm}$ 。应变速率分别为 1×10^{-3} 、 1×10^{-2} 、 1×10^{-1} 和 1 s^{-1} , 将样品压至破裂失效以获得完整的真实应力-真实应变曲线, 为保证实验数据的可靠性, 各参数实验重复 3 次。为获得微观组织演变过程, 额外进行了形变量为 5%、7% 以及 15% 的中断实验。采用霍普金森压杆试验机进行超高应变速率实验, 采用的试样尺寸为 $\Phi 6 \text{ mm} \times 7.2 \text{ mm}$, 装置的入射杆以及透射杆材质为合金钢。应变速率主要通过加载的气压值控制, 本实验中采用的加载气压分别为 0.05、0.07、0.10 以及 0.15 MPa。

形变后的样品采用线切割加工获取样品径向与高度方向的中心截面, 为进行电子背向散射衍射 (Electron Back-Scattered Diffraction, EBSD) 表征, 观测面采用砂纸研磨、机械抛光至镜面无划痕, 随后在冰浴氛围内采用配比为 1:3:6 的硝酸甘油甲醇溶液进行电解, 电压为 10 V。EBSD 表征采用配有 EBSD 探头的 TESCAN Lyra3 电镜, 扫描电压为 20 kV, 扫描步长为 $1 \text{ } \mu\text{m}$, 获取的材料晶体取向数据通过牛津 EBSD 分析软件 Oxford HKL Channel 5 进行处理。

2 实验结果与讨论

2.1 Mg-Y-Nd-Zr-Gd 合金长程应变速率下的力学性能

霍普金森压杆实验通过高压推动发射出的高速入射杆撞击样品实现样品超高速的形变, 加载过程中通过采集相应的入射波 ε_i 和透射波 ε_t 信号计算材料的瞬时应变率 $\dot{\varepsilon}$ 和真实应变 ε 。

$$\dot{\varepsilon} = \frac{2C}{L}(\varepsilon_i - \varepsilon_t) \quad (1)$$

$$\varepsilon = \ln\left(1 + \int_0^t \dot{\varepsilon} dt\right) \quad (2)$$

式中: L 为样品原始长度; C 为波速, $C = (E/\rho)^{1/2}$; E 为入射杆的弹性模量; ρ 为入射杆的密度, 取 $7800 \text{ kg} \cdot \text{m}^{-3}$; t 为时间。

通过式 (1) 和式 (2) 获取在不同加载气压下样品应变速率随着真实应变的变化, 如图 1 所示。可以看出, 在形变初始阶段应变速率迅速上升, 在真实应变为 0.02 时, 各加载气压下的应变速率基本均进入稳定波动阶段, 直至能量耗尽应变速率急速下降, 因此, 在本研究中为了量化各加载气压下的应变速率, 计算真实应变为 0.02 至应变速率急速下降段的平均应变速率为各加载气压下的等效应变速率, 如图 1 中的标注所示, 计算获得各加载气压下

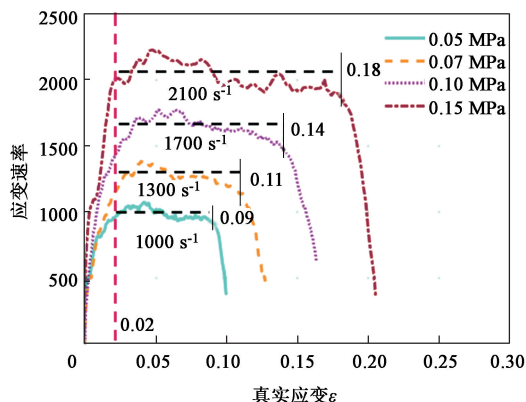
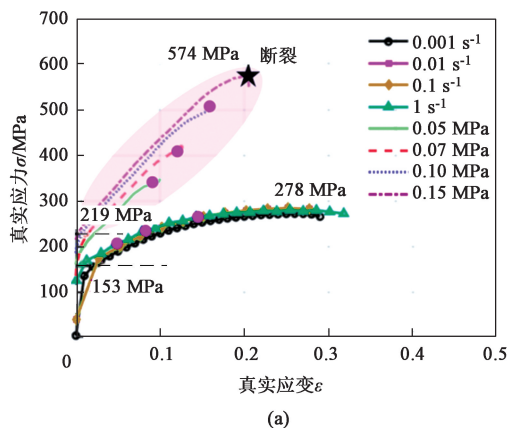
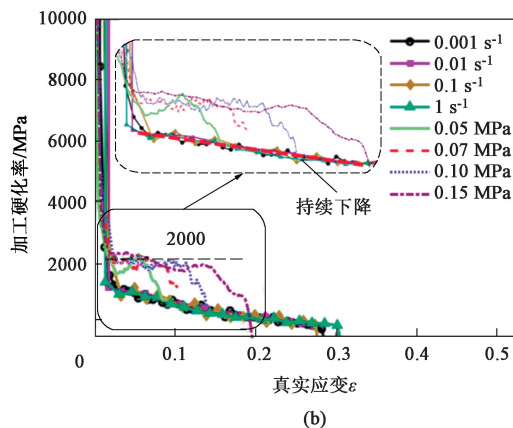


图 1 不同加载气压下的应变速率

Fig. 1 Strain rate under different loading pressures



(a)



(b)

图 2 Mg-Y-Nd-Zr-Gd 合金长程应变速率下的真实应力-真实应变曲线 (a) 以及相应的加工硬化曲线 (b)

Fig. 2 True stress-true strain curves (a) and corresponding work hardening curves (b) of Mg-Y-Nd-Zr-Gd alloy at long-range strain rate

如图 2b 所示, 通过材料的加工硬化曲线可以看出, 两种应变速率范围内材料的加工硬化特征同样表现出明显的差异。形变初期, 两种应变速率范围内材料的加工硬化均表现出常见的急剧下降趋势。而当材料屈服之后, 常规应变速率范围内, 材料的加工硬化下降速率减慢, 但是依旧保持稳定的下降趋势, 见图 2b 中放大图。这一稳定的下降趋势约持续至真实应变 0.2, 这一范围对应于图 2a 中的真实应力-真实应变曲线, 在真实应变小于 0.2 时, 材

料的等效应变速率分别为 1000、1300、1700 和 2100 s^{-1} 。

霍普金森压杆实验的真实应力 σ 可以通过式 (3) 计算:

$$\sigma = \frac{A \cdot E \cdot \varepsilon_t}{A_s} \left(1 + \int_0^t \dot{\varepsilon} dt \right) \quad (3)$$

式中: A 和 A_s 分别为入射杆和样品的横截面积。

图 2a 整合了 Mg-Y-Nd-Zr-Gd 合金长程应变速率下的真实应力-真实应变曲线, 其中, 0.05、0.07、0.10 MPa 加载气压下的材料并未发生失效, 只有在加载气压达到 0.15 MPa 时样品才发生了断裂。

通过图 2a 的真实应力-真实应变曲线可以看出, 两种应变速率范围内的 Mg-Y-Nd-Zr-Gd 合金展现出迥异的力学响应特征。对于常规应变速率, Mg-Y-Nd-Zr-Gd 合金的真实应力-真实应变响应趋势相同, 材料的应力随着应变速率的增长仅仅展现出微小的变化, 整体统计而言, 其屈服强度大约为 153 MPa, 抗拉强度大约为 278 MPa, 失效形变量大约为 0.3。而当进入超高速应变速率范围 (本研究中指 $\dot{\varepsilon} > 1 \times 10^3 \text{ s}^{-1}$) 时, 材料的屈服强度提高至约为 219 MPa, 并且抗拉强度达到 574 MPa, 但是失效形变量却降低至约为 0.2。

料随着形变的进行, 保持持续硬化的状态, 应力持续上升, 但是上升趋势逐步减缓。而当真实应变超过 0.2 之后, 材料的加工硬化稳定趋于 0, 这一阶段材料的真实应力-真实应变曲线平缓, 这说明, 在常规应变速率下, 材料在临近失效时的加工硬化能力率先减弱甚至消失。

当进入超高应变速率范围内时, Mg-Y-Nd-Zr-Gd 合金的加工硬化曲线在屈服之后未继续表现出下降的趋势, 通过图 2b 结果显示, 超高应变速率下, 材

料在屈服之后直至断裂失效, 其加工硬化曲线几乎一直处于平台状态, 如图 2b 黑色虚线所示, 即直至材料断裂失效, 材料一直保持稳定的加工硬化能力。在本实验中, 经过计算, 该加工硬化数值大约在 2000 MPa 左右。

2.2 Mg-Y-Nd-Zr-Gd 合金长程应变速率下微观组织演变特征

上述分析可以看出, Mg-Y-Nd-Zr-Gd 合金分别在常规应变速率或超高应变速率范围内表现出类似的力学响应特征, 但是这两个应变速率范围之间却表现出极大的差异。为了探究材料在不同应变速率下的微观组织演变特征, 分别对两种应变速率范围内的不同形变量的微观组织进行了表征。如图 2a 中的圆点所示, 其中, 常规应变速率以 1 s^{-1} 作为代表, 对形变量为 5%、7% 和 15% 的形变组织进行了 EBSD 表征, 同时, 对经过 0.05、0.07、0.10 MPa 压缩过后的材料也进行了 EBSD 表征, 由图 2 可知, 其对应的形变量分别为 9.5%、12.0% 和 16.0%。

EBSD 表征结果如图 3 所示 (其中大于 10° 的大角度晶界用黑线表示, 而灰线代表小角度晶界, 白色的空白部分代表无法标定区域), 可以看出, 初始固溶态的 Mg-Y-Nd-Zr-Gd 合金表现出随机取向的等轴晶粒组织特征, 而常规应变速率下, 经过 5% 和 7% 形变的组织出现大量的孪晶, 当形变量达到 15% 时, 组织中的孪晶结构不再明显, 晶界处出现无法标定区域, 这是由于形变缺陷累计导致的。而超高应变速率下, 在形变量为 9.5% 时, 材料同样出现较多的孪晶特征, 但是相对于常规应变速率出现的孪晶更为狭窄, 并且晶粒中发现较多的由于位错累计导致的小角度晶界。在超高应变速率下, 在形变量到达 12.0% 时便出现了严重的界面处无法标定, 甚至比常规应变速率下形变量为 15% 时更为严重, 而当形变量达到 16.0% 时, 微观组织的标定率发生灾难性下降。这一数据特征表明, 在类似的形变量下, 超高应变速率形变会累计更多的形变缺陷。

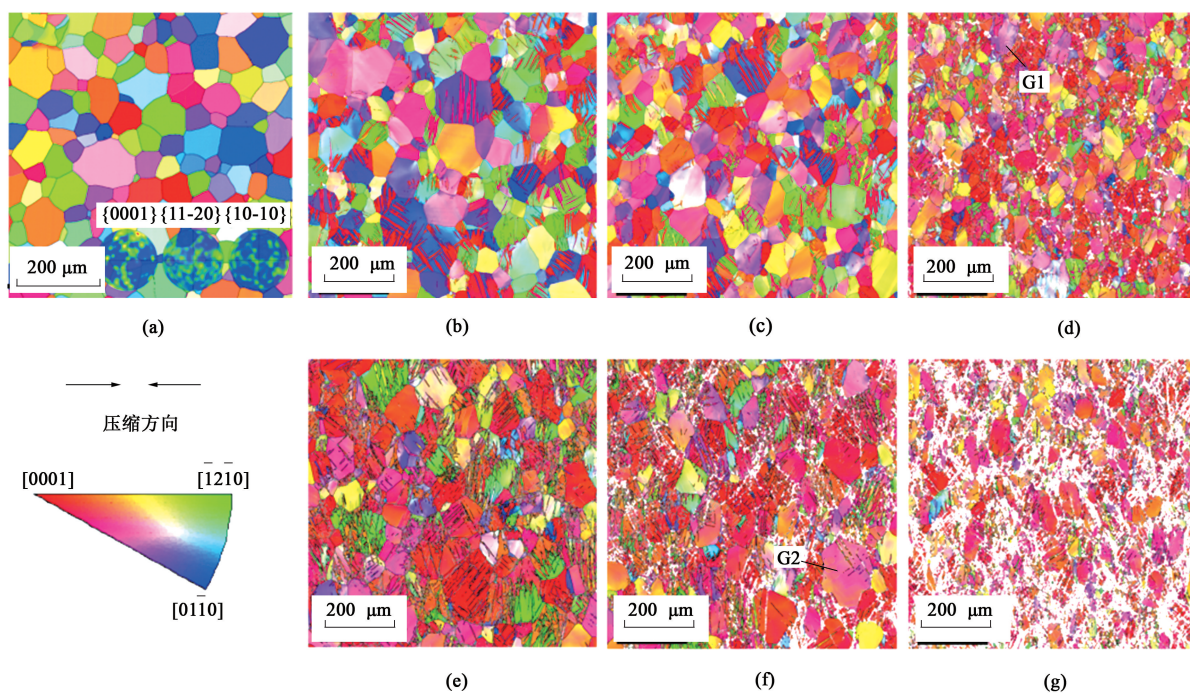


图 3 Mg-Y-Nd-Zr-Gd 合金不同形变条件下的 IPF 图

(a) 初始固溶态 (b) 1 s^{-1} , 5% (c) 1 s^{-1} , 7% (d) 1 s^{-1} , 15% (e) 0.05 MPa (f) 0.07 MPa (g) 0.10 MPa

Fig. 3 IPF diagrams of Mg-Y-Nd-Zr-Gd alloy under different deformation conditions

(a) Initial solid solution state (b) 1 s^{-1} , 5% (c) 1 s^{-1} , 7% (d) 1 s^{-1} , 15% (e) 0.05 MPa (f) 0.07 MPa (g) 0.10 MPa

图 4 进一步分析了图 3 中发现的大量的孪晶, 结果显示, 常规应变速率下开动的主要为拉伸孪晶, 随着形变的进行, 开始出现极少量的压缩孪晶以及二次孪晶, 但是相对而言, 其数量几乎可以忽略不

计, 这种拉伸孪晶主导的形变特征符合镁合金室温形变的常规特点。而在超高应变速率范围内, 二次孪晶开始占据主导地位, 并且随着形变的进行, 拉伸孪晶消退, 而二次孪晶的比重持续增长。

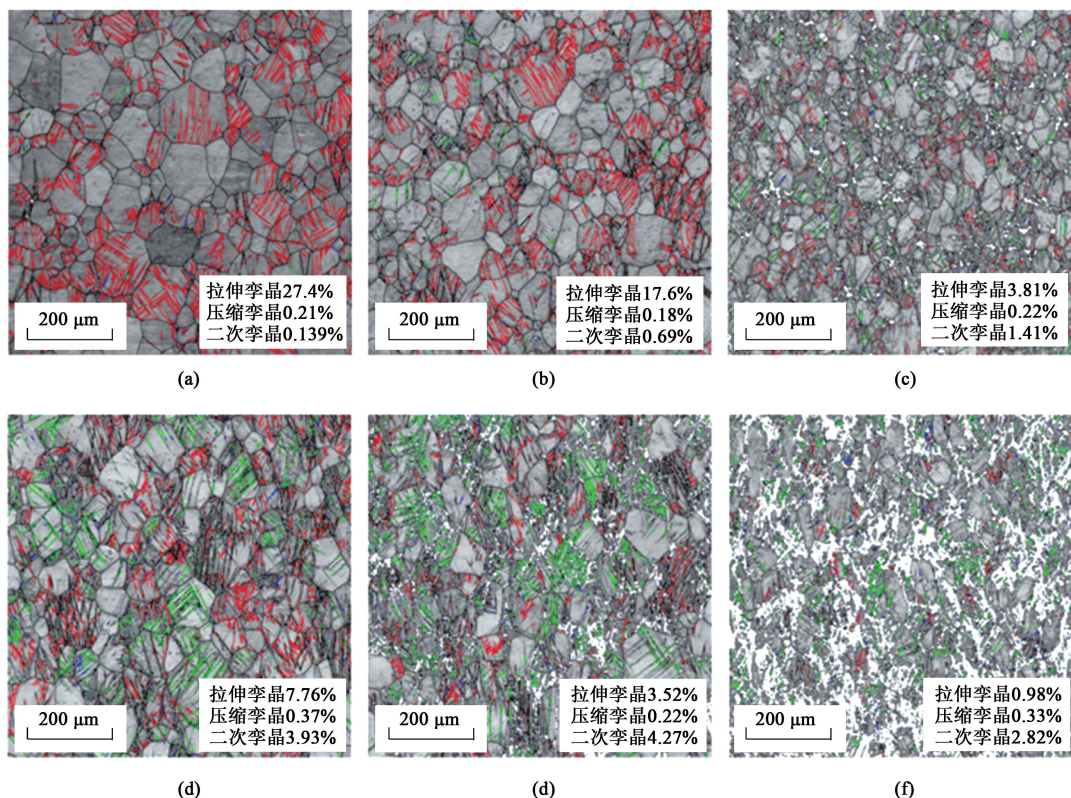


图4 Mg-Y-Nd-Zr-Gd 合金不同形变条件下的孪晶统计信息

(a) 1 s^{-1} , 5% (b) 1 s^{-1} , 7% (c) 1 s^{-1} , 15% (d) 0.05 MPa (e) 0.07 MPa (f) 0.10 MPa

Fig. 4 Statistical information of twinning for Mg-Y-Nd-Zr-Gd alloy under different deformation conditions

通过图3可以看出, 常规应变速率范围内形变初期的IPF图与初始固溶组织相近, 主要的晶体取向变化是由孪晶的发生导致的。分析发现, 常规应变速率下开动的孪晶类型主要为拉伸孪晶, 拉伸孪晶具有低 $CRSS$ 值因而容易开动, 是镁合金中最常见的孪晶形式, 并且拉伸孪晶容易发生长大, 孪晶片层变厚, 并且容易充满整个母体晶粒, 这一点在图3c中有明显体现, 即孪晶的长大使得材料的(0001)方向趋向平行于压缩方向。常规应变速率下形变初期由于位错导致的晶体转动信息不明显, 因此, 可以推断在常规应变速率下形变初期拉伸孪晶占据主导地位, 并且通过孪晶的生长协调塑性变形以及形变组织的取向。而在超高应变速率情况下, 二次孪晶占据主导地位。这在镁合金中是不常见的, 因为二次孪晶的发生是由于压缩孪晶在拉伸孪晶中发生导致的, 通常压缩孪晶以及二次孪晶具有极高的 $CRSS$ 值。并且不同于拉伸孪晶, 二次孪晶不容易发生变厚生长, 其通常表现为狭窄的片层, 将晶粒分割, 因此, 其对于整体形变组织取向的调整作用小于拉伸孪晶。而通过图3可以看出, 超高应变速率下即使未出现常规应变速率下拉伸孪晶生长

导致的晶体取向改变, 但是超高应变速率依然表现出明显的取向改变, 并且组织伴随明显的小角度晶界, 这说明超高应变速率下, 大量的位错被开动并且主导了形变过程中的形变取向变化。

为了分辨两种应变速率下的开动滑移系的类型, 对图3d、图3f中的晶粒G1和晶粒G2进行了IGMA分析(In-Grain Misorientation Axes)。IGMA分析的具体细节以及镁合金中不同滑移系的泰勒轴信息在之前的工作中已经做出了详细的描述^[20]。两个晶粒的IGMA分析结果见图5, 其中, 常规应变速率下的晶粒G1的泰勒轴集中表现为 $[01-10]$, 这是基面滑移系强烈开动的体现。基面滑移由于其极低的 $CRSS$ 值, 在镁合金中极易发生, IGMA分析以及孪晶分析结果指出, Mg-Y-Nd-Zr-Gd合金在室温常规应变速率形变过程中, 其主导形变机制依然是常见的基面位错以及拉伸孪晶。而超高应变速率下的晶粒G2的IGMA分析结果显示, 泰勒轴主要集中于 $[-12-10]$ 区域, 并且接近 $\langle c+a \rangle$ 滑移系的泰勒轴位置, 这表明在超高应变速率下非基面滑移被大量开动。

以上结果可以看出, 超高应变速率下材料开动了镁合金中不常见的二次孪晶和非基面滑移。超高

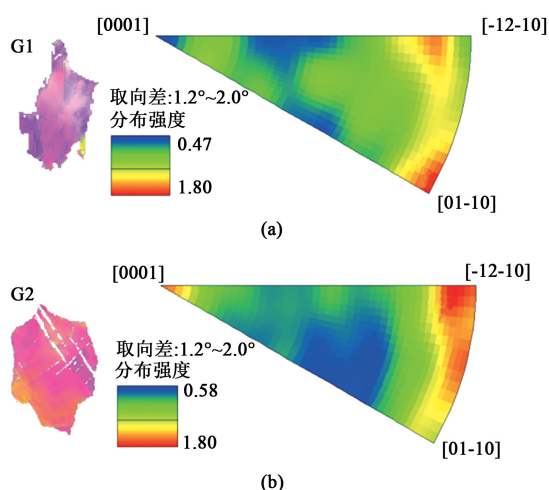


图5 晶粒 G1 (a) 和 G2 (b) 的 IGMA 分析结果

Fig. 5 IGMA analysis results of grains G1 (a) and G2 (b)

的应变速率导致拉伸孪晶未能变厚生长, 而随后压缩孪晶在拉伸孪晶中生成即形成二次孪晶, 片层状的二次孪晶不能像拉伸孪晶一样快速生长以有效调节组织取向, 但是能够分割晶粒^[21]。这导致材料在形变过程中 c 轴的应变无法通过孪晶的开动进行协调, 因此需要开动非基面滑移。而二次孪晶以及非基面滑移的高 $CRSS$ 值导致了超高应变速率形变下屈服点的提高。并且二次孪晶对于晶粒的分割, 以及多种滑移系与孪晶的交互作用会增强材料的加工硬化能力, 因此, 超高应变速率下材料的真实应力-真实应变曲线直到断裂失效之前一直保持着较高的加工硬化值。而常规应变速率下大量拉伸孪晶的生成以及生长在形变初期能够有效地协调材料的 c 轴应变以及调整材料的取向, 报道^[21]称拉伸孪晶的生长会协调塑性并且不会导致材料的失效。拉伸孪晶对于形变初期的取向调节以及与基面滑移之间的交互作用导致的硬化低于二次孪晶与复杂的非基面滑移的交互导致的加工硬化, 因此, Mg-Y-Nd-Zr-Gd 合金在两种应变速率下形变机制的差异导致了宏观真实应力-真实应变以及加工硬化的迥异表现。

3 结论

(1) Mg-Y-Nd-Zr-Gd 合金在常规应变速率范围 ($1 \times 10^{-3} \sim 1 \text{ s}^{-1}$) 内的力学响应特征类似, 材料的屈服强度约为 153 MPa, 抗拉强度约为 278 MPa, 塑性可达到 0.3 左右, 材料进入屈服之后, 加工硬化指数持续下降, 并且在形变量达到 0.2 之后趋于 0。

而超高应变速率 ($>1 \times 10^3 \text{ s}^{-1}$) 下, 材料表现出异常的力学性能, 其中屈服强度和抗拉强度分别提升至 219 和 574 MPa, 并且加工硬化异常强烈, 从屈服到断裂失效区间, 出现维持在大约 2000 MPa 的硬化平台。

(2) 形变组织的微观组织信息分析发现, 常规应变速率下, Mg-Y-Nd-Zr-Gd 合金的主要形变机制为常见的拉伸孪晶以及基面滑移, 而在超高应变速率下, 二次孪晶取代拉伸孪晶占据主导, 材料开动了大量的非基面滑移系。片层状的二次孪晶无法像拉伸孪晶一样发生快速生长以调控 c 轴应变以及调整晶体取向, 而是非基面滑移的开动协调了 c 轴方向的应变。二次孪晶以及非基面滑移的高 $CRSS$ 值是导致材料屈服强度上升的原因, 并且二次孪晶与复杂的非基面滑移的交互作用使得材料形变过程中一直维持着较高的加工硬化值。

参考文献:

- [1] Song J, Chen J, Xiong X, et al. Research advances of magnesium and magnesium alloys worldwide in 2021 [J]. Journal of Magnesium and Alloys, 2022, 10 (4): 863-898.
- [2] Zhan H, Zhang J, Miao J, et al. A low-cost Mg-Al-Mn-Zn alloy for automotive road wheel applications [J]. Materials Science and Engineering: A, 2024, 891: 146321.
- [3] 杨青山, 颜宏伟, 彭鹏, 等. 高成形镁合金板材最新研究进展 [J]. 稀有金属, 2024, 48 (3): 398-410.
Yang Q S, Yan H W, Peng P, et al. Latest progress of high formability in Mg alloy sheets: A review [J]. Chinese Journal of Rare Metals, 2024, 48 (3): 398-410.
- [4] 范海冬. 镁合金塑性机制研究综述 [J]. 固体力学学报, 2019, 40 (4): 287-325.
Fan H D. Plastic deformation mechanism in magnesium alloys: A review [J]. Chinese Journal of Solid Mechanics, 2019, 40 (4): 287-325.
- [5] Habib S A, Khan A S, Gnäupel-Herold T, et al. Anisotropy, tension-compression asymmetry and texture evolution of a rare-earth-containing magnesium alloy sheet, ZEK100, at different strain rates and temperatures: Experiments and modeling [J]. International Journal of Plasticity, 2017, 95: 163-190.
- [6] Guan D, Wynne B, Gao J, et al. Basal slip mediated tension twin variant selection in magnesium WE43 alloy [J]. Acta Materialia, 2019, 170: 1-14.
- [7] Yin D D, Boehlert C J, Long L J, et al. Tension-compression asymmetry and the underlying slip/twinning activity in extruded Mg-Y sheets [J]. International Journal of Plasticity, 2021, 136: 102878.
- [8] 吴泽威, 颜俊雄, 胡励, 等. 双峰分离非基面织构 AZ31 镁

合金板材反常中温轧制变形行为及机理 [J/OL]. 金属学报: 1-13 [2024-05-09].

Wu Z W, Yan J X, Hu L, et al. Abnormal rolling behavior and deformation mechanisms of bimodal non-basal texture AZ31 magnesium alloy sheet at medium temperature [J/OL]. Acta Metallurgica Sinica, 1-13 [2024-05-09].

- [9] Beyerlein I J, McCabe R J, Tome C N. Stochastic processes of {1012} deformation twinning in hexagonal close-packed polycrystalline zirconium and magnesium [J]. International Journal for Multiscale Computational Engineering, 2011, 9 (4): 459-480.
- [10] Yang B, Lorca J. Origin of nucleation and growth of extension twins in grains unsuitably oriented for twinning during deformation of Mg-1% Al [J]. Journal of Magnesium and Alloys, 2024, 12 (3): 1186-1203.
- [11] Zhang S, Fan Y, Zhao H, et al. A comparative study on the effect of 0.5wt% Ca or Ce on the microstructure, texture, and mechanical properties of the hot-rolled Mg-4Li alloy [J]. Materials Today Communications, 2024, 39: 108540.
- [12] Ning H, Wang C, Gao Y, et al. Understanding the deformation behaviours of Mg alloys with dispersed non-basal grain-embedded orientation heterostructures [J]. Acta Materialia, 2024, 267: 119727.
- [13] Zhou S, Liu T, Tang A, et al. Ductility enhancement by activating non-basal slip in Mg alloys with micro-Mn [J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2024, 34 (2): 504-518.
- [14] Li C, Jin J, Yan H, et al. Non-basal slip induced rare earth texture evolution in Mg-14Gd-0.5 Zr (wt. %) alloy during the traditional hot rolling [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2024, 994: 174737.
- [15] Liu B, Guo L, Chen Y, et al. Role of micro-alloying element in dynamic deformation of Mg-Y alloys [J]. International Journal of Mechanical Sciences, 2024, 269: 109057.
- [16] Chen X M, Xiao B C, Lin Y C, et al. Experimental study of low-cycle fatigue behavior in a Mg-Y-Zn alloy with initial LPSO phase [J]. Materials Science and Engineering: A, 2024, 899: 146414.
- [17] Yang L, Shi H, Huang Y, et al. Achieving high mechanical performance of the large-scale sand-casting Mg-4Y-xNd-yGd-0.4Zr alloys by tailoring Nd and Gd contents [J]. Materials Science and Engineering: A, 2024, 900: 146476.
- [18] Zhang Z, Kim J, Li M, et al. Effects of Nd content on the microstructures and mechanical properties of ZK60 Mg alloy and corresponding strengthening mechanisms [J]. Materials Science and Engineering: A, 2024, 901: 146504.
- [19] Wang M, Xu X Y, Wang H Y, et al. Evolution of dislocation and twin densities in a Mg alloy at quasi-static and high strain rates [J]. Acta Materialia, 2020, 201: 102-113.
- [20] Han L, Yu Y, Wei D, et al. The synergistic and interactive effects of slip systems and dynamic recrystallization on the weakening basal texture of Mg-Y-Nd-Zr-Gd magnesium alloy [J]. Materials & Design, 2024, 237: 112583.
- [21] Lentz M, Risse M, Schaefer N, et al. Strength and ductility with {10-11} - {10-12} double twinning in a magnesium alloy [J]. Nature Communications, 2016, 7 (1): 11068.

欢迎关注“锻压技术杂志”微信公众号

@杂志动态 @行业信息 @企业宣传



• 锻造 • 冲压 • 钣金 • 模具 • 加热 • 标准化 •